

Endurecimento estrutural de peças em ligas de alumínio injetadas
INEGI – Instituto de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial

Bruno Pinheiro da Fonseca

Relatório do Projeto Final / Dissertação do MIEM

Orientador no INEGI: Eng. Rui Jorge Lemos Neto

Orientador na FEUP: Prof. Dr.^a Teresa Margarida Guerra Pereira Duarte



Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto
Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica

Julho de 2012

Aos meus pais e padrinho

Resumo

Este trabalho tem como objetivo determinar as curvas de variação de dureza em função dos tempos de envelhecimento artificial para várias ligas de alumínio injectadas para otimizar as condições de execução dos tratamentos térmicos, no sentido de obter as máximas durezas com os mínimos tempos possíveis de endurecimento.

Para atingir esses objetivos, decidiu-se começar o trabalho com uma pesquisa sobre as ligas em causa, nomeadamente aspetos gerais, tratamentos térmicos e descrição do processo de fundição injectada.

O trabalho experimental inclui o tratamento térmico de peças em ligas de alumínio injectadas, ensaios de tração e dureza, para se tentar definir um método, de modo a conseguir aumentar as propriedades mecânicas e ao mesmo tempo não danificar as peças.

Title

Hardening of structural parts of aluminium alloy pressure die casting

This study was done in order to determine the variation of hardness as a function of time of artificial ageing for various injected aluminum alloys to optimize the conditions of the thermal treatments in order to obtain the highest hardness with the minimum possible time of hardening.

To achieve these objectives, we decided to start working with a survey of the injected alloys, including on their use characteristics and of their thermal characteristics that are of extreme importance for die casting and heat treatment. The following is a description of such processes are carried out and heat treatments and tests of hardness and tensile, followed by the description of the experimental work.

The experimental work comprises several thermal treatments of injected components, hardness and tensile testing before and after heat treatment, in order to achieve good compromises between properties and thermal treatment times.

Agradecimentos

Ao Eng.º Rui Neto, orientador no INEGI, agradeço a disponibilidade e a oportunidade que me concedeu para a realização desta tese. Agradeço acima de tudo o conhecimento bem como os conselhos a nível pessoal e profissional que me transmitiu e toda a autonomia que me deu ao longo deste período deste trabalho sendo mais que um orientador.

A Eng.ª Teresa Duarte, orientadora na FEUP, agradeço o apoio e acompanhamento ao longo desta tese, bem como as ideias e sugestões para levar este trabalho a bom caminho.

Agradeço ao INEGI por me ter acolhido tão bem, proporcionando-me as melhores condições de trabalho e a todos os elementos do INEGI/CETECOFF, agradeço todo o apoio que me deram tanto a nível profissional como pessoal. Um especial obrigado a todos os que fizeram parte integrante desta tese: Bártolo Paiva, Carlos Moreira, Fernando Seabra, Nuno Leal, Pedro Silva, Paulo Machado, José Teixeira, Sertório Lares, Armanda Marques e Ricardo Paiva.

A Sonafi, pela mão do Eng.º Rui Oliveira por toda a ajuda e disponibilidade no trabalho prestados.

A todos os meus amigos que sempre cá estiveram no apoio incondicional e na força que me deram para a conclusão deste trabalho, aos meus amigos da minha terrinha, também a malta amiga do curso e em especial as pessoas que mais me acompanharam ao longo deste trabalho, o Álvaro Magalhães, José Machado e claro ao Bruno Martins.

Aos meus Pais, José Fonseca e Sónia Maria, com paciência, apoio, ajuda, reconforto, amizade e sobretudo o enorme sentido paternal que me levou a superar todas as dificuldades ao longo deste percurso e na conclusão deste trabalho. A minha Irmã Eliana Fonseca um obrigado pela boa disposição, ajuda, amizade e apoio prestado ao longo deste período. Ainda venho realçar a presença, amizade, ensinamentos de valores e de me ter aturado muitas vezes ao meu padrinho Alberto Paiva, sendo acima de tudo um grande amigo. A toda a minha família pela ajuda e a força que sempre me deram.

A todos o meu muito obrigado.

Índice

1	CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE O TRABALHO	1
1.1	Apresentação da empresa de acolhimento	1
1.2	Apresentação do projeto e enquadramento da tese no INEGI	1
2	ALUMÍNIO E SUAS LIGAS.....	3
2.1	Características do Alumínio	4
2.2	Ligas de alumínio	7
2.3	Estados metalúrgicos	10
2.3.1	Nomenclatura das condições metalúrgicas.....	11
2.3.1.1	Condição metalúrgica T	11
2.3.1.2	Outras condições metalúrgicas.....	12
2.4	Caracterização normalizada das ligas utilizadas	12
2.5	Tratamentos térmicos das ligas de alumínio.....	13
2.5.1	Introdução	13
2.5.2	Homogeneização	14
2.5.3	Recozido de recristalização	14
2.5.4	Endurecimento por precipitação.....	15
2.5.4.1	Mecanismo de endurecimento	17
2.5.4.2	Esferoidização do silício nas ligas AlSi.....	18
2.6	Endurecimento estrutural de ligas de alumínio	21
2.6.1	Endurecimento estrutural de ligas de AlCu	21
2.6.2	Endurecimento estrutural de ligas AlSiMg, AlSiCu e AlSiCuMg	30
2.6.2.1	Peças fundidas em areia e em coquilha.....	30
2.6.3	Tratamentos térmicos de ligas utilizadas em fundição injectada	38
2.6.3.1	Envelhecimento nas ligas utilizadas em fundição injectada	40
2.6.4	Fundição injectada sob vácuo	54
3	FUNDIÇÃO INJETADA.....	60
3.1	Introdução.....	60
3.2	Máquinas de câmara quente e fria	60
3.3	Fundição injectada em vácuo	63
4	METODOLOGIA EXPERIMENTAL	65

4.1	Considerações gerais sobre o trabalho experimental.....	65
4.2	Origem das amostras	65
4.3	Trabalhos experimentais já efetuados	65
4.3.1	Testes realizados em 2009 na instituição de acolhimento.....	66
4.3.2	Testes realizados em 2011 na instituição de acolhimento.....	69
4.4	Trabalho experimental realizado nesta tese	76
4.4.1	Primeiro teste com homogeneização parcial seguido de envelhecimento artificial a 170°C	76
4.4.2	Primeira evolução dos tratamentos térmicos não convencionais nas ligas de alumínio injectadas ...	83
4.4.2.1	Preparação para os tratamentos térmicos	83
4.4.3	Homogeneização parcial (15min a partir dos 420°C) seguida de envelhecimento artificial a 170°C	85
4.4.4	Homogeneização parcial (15min a partir dos 470°C) seguida de envelhecimento artificial a 170°C	91
4.4.5	Envelhecimento artificial na condição T5 da liga A360 a 170°C.....	96
4.4.6	Preparação dos provetes para ensaios de tração	100
4.4.7	Compilação de resultados obtidos nas peças de fundição injectada da liga A360	102
4.5	Segunda evolução dos tratamentos térmicos não convencionais nas ligas de alumínio injectadas	103
4.5.1	Preparação para os tratamentos térmicos.....	103
4.5.2	Homogeneização parcial (15min a partir dos 420°C) seguida de envelhecimento a 170°C	106
4.5.3	Homogeneização parcial (15min a partir dos 470°C) seguida de envelhecimento a 170°C	112
4.5.4	Envelhecimento artificial na condição T5 da liga A380 a 170°C.....	117
4.5.5	Preparação dos provetes para ensaios de tração	122
4.5.6	Comparação de resultados obtidos nas peças de fundição injectada sob vácuo da liga A380.....	124
5	CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS	126
5.1	Conclusões.....	126
5.2	Trabalhos futuros	127
	REFERÊNCIAS	128
	ANEXO A: CARACTERÍSTICAS TÉCNICAS DAS LIGAS 380 E 360, COM DIFERENTES TRATAMENTOS TÉRMICOS E NO ESTADO BRUTO DE VAZAMENTO.....	131
	ANEXO B: DESENHO EFETUADO PARA A OBTENÇÃO DOS PROVETES PARA ENSAIOS DE TRAÇÃO DAS PEÇAS DE FUNDIÇÃO INJETADA SOB VÁCUO.....	139
	ANEXO C: CARACTERÍSTICAS E CURVAS OBTIDAS PELOS ENSAIOS DE TRAÇÃO DE CADA PROVETE.....	140

Índice de figuras

Figura 1: Alumina (óxido de alumínio) [2].	3
Figura 2: Lingotes de alumínio [4].	4
Figura 3: Vazamento de uma liga de alumínio [9].	8
Figura 4: Forma dos grãos em função da deformação e recristalização [13].	15
Figura 5: Evolução da dureza e resistência ao longo do tempo [13].	17
Figura 6: Representação esquemática da variação da temperatura em função do tempo durante as várias etapas do processo de endurecimento por precipitação [18].	17
Figura 7: Sequência de precipitados das ligas Al-Mg-Si, desde as zonas coerentes (GP) até as zonas de precipitados incoerentes (β) [21].	18
Figura 8: Evolução dos cristais de silício eutético, durante o tratamento de esferoidização: a) estrutura original, cristais de silício ramificados, b) primeira fase de subdivisão dos cristais, c) engrossamento e diminuição do número de partículas, d) estrutura final, partículas esféricas [21].	19
Figura 9: Esquema da variação do raio médio com o tempo, a diferentes temperaturas [21].	20
Figura 10: Diagrama de fases da liga alumínio cobre. O intervalo para o tratamento térmico tende ser inferior ao ponto de fusão eutético de 548°C com 5.65% em peso de Cobre [18].	21
Figura 11: Dureza e resistência em função do tempo de envelhecimento, com os diferentes tipos de precipitados que podem ser obtidos [22].	23
Figura 12: Evolução das propriedades mecânicas (tensão de rotura, tensão limite de elástico e extensão após rotura) da liga 208.0-F, em função do tempo de envelhecimento, vazamento em areia [23].	24
Figura 13: Evolução das propriedades mecânicas (tensão limite elástico, de rotura e a extensão após rotura) da liga de alumínio 213.0, em função do tempo de envelhecimento natural vazamento em moldação permanente [23].	25
Figura 14: Evolução das propriedades mecânicas (tensão limite elástico, de rotura e a extensão após rotura) da liga de alumínio 242, em função do tempo de envelhecimento vazamento em moldação permanente (esquerda) e em areia (direita) [23].	25
Figura 15: Evolução das propriedades mecânicas (tensão de rotura, tensão limite elástico, extensão após rotura e dureza) para a liga 295.0-T4, vazamento em moldação permanente [23].	26
Figura 16: Evolução das propriedades mecânicas (tensão de rotura, tensão limite elástico, extensão após rotura e dureza) para a liga 295.0 na condição T4 (esquerda) em vazamento em areia e na condição T6 (direita) vazamento em moldação permanente [23].	26
Figura 17: Evolução das propriedades mecânicas (tensão de rotura, tensão limite elástico, extensão após rotura e dureza) para a liga 295.0 T6, em vazamento em areia [23].	27
Figura 18: Evolução das propriedades mecânicas (tensão de rotura, tensão limite elástico e extensão após rotura) da liga 296.0-T6 durante o envelhecimento, a esquerda em vazamento moldação permanente e a direita em vazamento em areia [23].	27

Figura 19: Evolução das propriedades mecânicas (tensão de rotura, tensão limite elástico, extensão após rotura e dureza) da liga 242.0-F, com o tempo de envelhecimento artificial e vazamento em moldação permanente [23].	28
Figura 20: Evolução das propriedades mecânicas (extensão após rotura e dureza) da liga 242.0-F, com o tempo de envelhecimento artificial e vazamento em moldação permanente [23].	28
Figura 21: Evolução das propriedades mecânicas (tensão de rotura, extensão após rotura e dureza) da liga 242.0-T4, em vazamento em areia e com arrefecimento ao ar [23].	29
Figura 22: Evolução das propriedades mecânicas (tensão de rotura, extensão após rotura e dureza) da liga 242.0-T4, em vazamento em areia e temperada em água quente [23].	29
Figura 23: Evolução das propriedades mecânicas (tensão limite elástico, tensão de rotura, extensão após rotura e dureza) em função do tempo de envelhecimento artificial da liga 295.0-T4, em vazamento em areia [23].	30
Figura 24: a) fase eutética de Al_2Cu e b) blocos de Al_2Cu [27].	31
Figura 25: Processo de dissolução: à esquerda fase eutética Al_2Cu e à direita blocos de partículas de Al_2Cu [28].	32
Figura 26: Envelhecimento natural. a) liga A356 e b) duas ligas Al-Si-Cu com e sem magnésio [27].	33
Figura 27: Tensão limite elástico versus concentração de magnésio na liga Al-7Si-Mg [27].	33
Figura 28: Curvas de envelhecimento artificial para a liga A357, a) dureza em função do tempo e b) tensão limite elástico em função do tempo [27].	34
Figura 29: Dureza em função do tempo de envelhecimento para a liga Al-7Si-3Cu [27].	35
Figura 30: Dureza em função do tempo de envelhecimento artificial a) Al-7Si-0.45Mg-xCu a 175°C e b) Al-8Si-0.4Mg-xCu a 160°C [27].	36
Figura 31: Dureza em função do tempo de envelhecimento artificial a 180°C da liga A356 a) com 0h de envelhecimento natural e b) 20 h de envelhecimento natural [27].	36
Figura 33: Variações da dureza em função do tempo de envelhecimento em três ligas AlSi9Cu3,5MgX com diferentes tipos de envelhecimento [30].	37
Figura 32: Aumento da tensão limite de elasticidade com a combinação de envelhecimento natural como artificial a 200°C da liga Al-9Si-3Cu-0.3Mg-0.5Zn-0.9Fe [27].	37
Figura 34: Dureza em função do tempo de envelhecimento a 160°C para várias ligas [31].	38
Figura 35: Aspecto de superfície da liga 360 para diferentes amostras com os respectivos tratamentos térmicos, com uma velocidade de injeção de 26m/s [37].	41
Figura 36: Microestruturas da liga 360 para diferentes condições de tratamento [37].	41
Figura 37: Curvas de endurecimento da liga 360 a 180°C para diferentes tempos de tratamento de solubilização [37].	42
Figura 38: Comparação das curvas de tração da liga 360, na condição de bruto de vazamento e na condição de tratamento T4, apresentando a mesma tensão limite elástico [37].	43
Figura 39: Amostras da liga 380, com um tratamento de 15 min a cada temperatura. A velocidade de injeção foi de 26m/s [37].	44

Figura 40: Aspeto superficial de vários provetes para vários tempos de tratamento à temperatura de 490°C. As setas indicam as imperfeições superficiais [37].	44
Figura 41: Resposta ao envelhecimento da liga 380 a 150°C para diferentes temperaturas de homogeneização, com 15 minutos de duração da homogeneização [37].	45
Figura 42: Incremento da dureza até 24h de envelhecimento a 150°C em função da temperatura de tratamento térmico. Acima dos 490°C a formação de bolhas diminui a dureza [37].	46
Figura 43: Curvas de dureza em função do tempo para a liga 380, com um tratamento T5 ou T6 envelhecido a 150°C em comparação com um tratamento na condição T4, a 25°C. Antes de T4 ou T6 ocorreu um tratamento de homogeneização a 490°C durante 15 min [37].	47
Figura 44: Curvas de dureza para diferentes temperaturas de envelhecimento para a liga 380 [37].	48
Figura 45: Comparação de várias ligas 380, especificadas na tabela 12, com tratamento de homogeneização a 490°C durante 15 min, seguido de têmpera em água fria e envelhecida a 150°C. As peças foram injetadas a 82 m/s [37].	50
Figura 46: Comparação dos valores médios da tensão limite de elasticidade e da ductilidade da liga 380, com diferentes tipos de tratamento. Os dados são semelhantes aos da tabela 10 [37].	51
Figura 47: Curvas de envelhecimento (dureza em função do tempo) para as ligas 2, 4, 5, 8, 9 e 10 (tabela 13) envelhecidas a 150°C, 180°C e 220°C, a seguir a um tratamento de homogeneização e têmpera [45].	53
Figura 48: Dureza vs resistência [46].	54
Figura 49: Micrografia em MO da liga Al-8Si, mostrando a porosidade: a) fundição injetada convencional, b) fundição injetada com vácuo [52].	56
Figura 50: Micrografia em MO da liga Al-18Si, mostrando a porosidade: a) fundição injetada convencional, b) fundição injetada com vácuo [52].	57
Figura 51: Propriedades mecânicas vs velocidade de injeção da liga Al-8Si [52].	58
Figura 52: Processos de fundição [54].	60
Figura 53: 1 Fecho do molde, 2 enchimento e arrefecimento, 3 ejeção da peça, 4 lubrificação [56].	61
Figura 54: 1 fecho do molde, 2 enchimento e arrefecimento, 3 ejeção da peça, 4 lubrificação [56].	62
Figura 55: 1-Forno; 2-Linha de sucção; 3-Câmara de injeção; 4-Pistão; 5-Parte fixa; 6-Parte fixa do molde; 7-Válvula de vácuo; 8-Parte móvel do molde; 9-Cavidade; 10-Válvula; 11-Bomba de vácuo; 12-Tanque de vácuo. [59]	63
Figura 56: Peça utilizada durante os testes realizados em 2009 da liga A360.	66
Figura 57: Zona de gravação das peças para identificação.	70
Figura 58: Localização das zonas para medição de durezas.	70
Figura 59: Zona 5 de medição de durezas.	71

Figura 60: Marcação da zona onde foi efetuado o corte para posterior análise microestrutural.	72
Figura 62: Liga A360: à esquerda peça que sofreu tratamento de homogeneização e à direita peça STT.	73
Figura 61: Zonas onde foram realizadas as análises de microestrutura.	73
Figura 63: Liga A380, com tratamento na condição T5. Zona central.	74
Figura 64: Liga A380. Microrrechupes na zona central da metade B.	74
Figura 65: Liga A380. Microrrechupes na periferia da peça.	75
Figura 66: Liga A380. Peça com porosidades de gases aprisionados, na zona central e periferia da metade B.	75
Figura 67: Amostra 19 da liga A360 sem tratamento térmico.	76
Figura 68: Forno de ar circulante, utilizado para realizar as homogeneizações.	77
Figura 69: Exemplo do corte efetuado a uma amostra sem tratamento de homogeneização. Liga A360.	80
Figura 70: Duas perspetivas dos defeitos ocorridos durante a homogeneização da mesma peça.	81
Figura 71: Microestrutura da liga A360, à esquerda antes do tratamento de homogeneização e à direita depois.	81
Figura 72: Comparação da microestrutura com homogeneização parcial, seguida de envelhecimento artificial à esquerda e à direita uma peça que só sofreu envelhecimento artificial na condição T5. Ambas com envelhecimento a 170°C.	82
Figura 73: Peça da liga A360 STT. Dimensões gerais 115X90X80mm.	84
Figura 74: Zona de realização da medição das durezas nas peças.	84
Figura 75: Preparação das peças para a homogeneização.	85
Figura 76: Vista lateral da peça com bolhas, que apareceram após a homogeneização.	87
Figura 77: Outra vista da mesma peça, onde se observa na parte maquinada, uma maior incidência de bolhas.	87
Figura 78: À esquerda imagem da microestrutura da peça sem tratamento térmico e à direita a imagem da microestrutura da peça após homogeneização.	88
Figura 79: Microestrutura, à esquerda sem tratamento térmico e à direita com homogeneização parcial.	89
Figura 80: Forno utilizado para fazer todos os envelhecimentos artificiais.	89
Figura 81: Perspetiva lateral da peça, após homogeneização parcial. Nota-se o aparecimento de algumas (poucas) bolhas superficiais.	92
Figura 82 Outra perspetiva da mesma peça. Observa-se na parte maquinada uma maior quantidade de bolhas.	92
Figura 83: À esquerda imagem da microestrutura da peça STT e à direita a imagem da microestrutura da peça após homogeneização.	93

Figura 84: Comparação microestrutural, à esquerda STT e à direita com homogeneização parcial.	94
Figura 85: Perspetiva lateral da peça, após o envelhecimento artificial na condição T5 a 170°C, denotando-se claramente a ausência de bolhas superficiais provocada pelo tratamento térmico.	96
Figura 86: Outra perspetiva da mesma peça. Continua a verificar-se a completa ausência de bolhas superficiais causadas pelo tratamento térmico.	97
Figura 87: A imagem à esquerda mostra o nível de porosidades de uma peça STT e à direita numa peça envelhecida na condição T5.	99
Figura 88: Comparação microestrutural, à esquerda STT e à direita com o envelhecimento artificial a 170°C.	100
Figura 89: Zona a cortar para a realização de dois provetes.	100
Figura 90: Desenho dos microprovetes, para ensaio de tração.	101
Figura 91: Provette de cabeça M6 roscada.	101
Figura 92: Peça de fundição injetada sob vácuo da liga A380. Dimensões 200X160X130mm.	103
Figura 93: Parte cortada onde se vão medir as durezas.	104
Figura 94: Secção onde se vão retirar os provetes.	105
Figura 95: Aspeto final da secção na qual vão ser medidas as durezas.	105
Figura 96: Forma dos provetes a serem utilizados a realização dos tratamentos térmicos. ...	106
Figura 97: Perspetiva de uma peça após homogeneização parcial a 420°C sem aparecimento de bolhas superficiais.	107
Figura 98: Aparecimento de defeitos superficiais por causa da expansão de porosidades. ...	108
Figura 99: Peças cortadas. À esquerda amostra sem tratamento térmico e à direita amostra após a homogeneização parcial a 420°C.	109
Figura 100: À esquerda imagem da microestrutura da peça STT e à direita a imagem da microestrutura da peça após homogeneização.	109
Figura 101: Comparação microestrutural, à esquerda STT e à direita com homogeneização parcial.	110
Figura 102: Perspetiva de uma peça após homogeneização parcial a 420°C sem aparecimento de bolhas superficiais.	112
Figura 103: Imperfeições visíveis causadas pela homogeneização. utilizando o modo macro da câmara fotográfica.	113
Figura 104: Peça completamente destruída após homogeneização. Grande aumento de porosidade.	113
Figura 105: Peças cortadas, à esquerda amostra sem tratamento térmico e à direita amostra após a homogeneização parcial a 470°C.	114

Figura 106: À esquerda microestrutura da peça STT, ao centro, microestrutura da peça após homogeneização sem defeitos e, à direita microestrutura da peça que ficou danificada após a homogeneização.	115
Figura 107: Comparação microestrutural, à esquerda STT e à direita com homogeneização parcial.	115
Figura 108: Peça após tratamento na condição T5 a 170°C sem aparecimento de bolhas superficiais.	118
Figura 109: À esquerda uma amostra STT e à direita uma amostra tratada na condição T5.	120
Figura 110: À esquerda uma amostra STT e à direita uma peça com tratamento na condição T5. Liga A380.	121
Figura 111: Comparação microestrutural, à esquerda STT e à direita com o envelhecimento artificial à 170°C.	121
Figura 112: Dimensões do provete feito para ensaio de tração da liga A380.	122
Figura 113: Perspetiva de um provete semi-acabado, montado numa fresadora.	123
Figura 114: Forma final do provete depois de maquinado.	123

Índice de Gráficos

Gráfico 1: Evolução das durezas para diferentes temperaturas de tratamento de envelhecimento ao longo do tempo.	69
Gráfico 2: Aumento da temperatura no patamar superior das peças.	78
Gráfico 4: Diferença entre o ciclo ideal e o real da homogeneização.	79
Gráfico 3: Subida da temperatura no patamar inferior das peças.	79
Gráfico 5: Tratamento real na condição T6.	80
Gráfico 6: Subida de temperatura nos dois andares de peças dentro do forno de homogeneização.	86
Gráfico 7: Evolução geral do endurecimento (dureza) ao longo do tempo de envelhecimento, valores da tabela 29.	90
Gráfico 8: Evolução do endurecimento (dureza) peça a peça ao longo do tempo de envelhecimento.	91
Gráfico 9: Evolução geral do endurecimento (dureza) ao longo do tempo de envelhecimento.	95
Gráfico 10: Evolução do endurecimento (dureza) peça a peça ao longo do tempo envelhecimento.	95
Gráfico 11: Evolução da dureza da média de todas as peças ao longo do tempo envelhecimento.	98
Gráfico 12: Evolução da dureza peça a peça ao longo do tempo envelhecimento.	98
Gráfico 13: Evolução do endurecimento (dureza) ao longo do tempo de envelhecimento, para os três tratamentos.	102
Gráfico 14: Evolução do endurecimento (dureza) da média de todas as amostras ao longo do tempo de envelhecimento.	111
Gráfico 15: Evolução do endurecimento (dureza) de cada peça ao longo do tempo de envelhecimento.	111
Gráfico 16: Evolução do endurecimento (dureza) da média de todas as amostras ao longo do tempo do envelhecimento.	116
Gráfico 17: Evolução do endurecimento (dureza) de cada peça ao longo do tempo de envelhecimento.	117
Gráfico 18: Evolução geral da dureza em função do tempo de tratamento térmico.	119
Gráfico 19: Evolução da dureza de cada peça em função do tempo de tratamento térmico. .	119
Gráfico 20: Evolução da dureza ao longo do tempo de envelhecimento, para os três tratamentos.	125

Índice de tabelas

Tabela 1: Algumas características do alumínio e de outros materiais utilizados em engenharia [7].	7
Tabela 2: Nomenclatura das ligas de alumínio trabalháveis [10].	9
Tabela 3: Nomenclatura das ligas de alumínio de fundição [10].	10
Tabela 4: Condições metalúrgicas das ligas de alumínio [10].	11
Tabela 5: Subdivisões da condição metalúrgica T [12].	12
Tabela 6: Composição química de diferentes ligas de alumínio de fundição segundo a Aluminum Association [8].	13
Tabela 7: Composição química de diferentes ligas de alumínio cobre segundo a Aluminum Association [8].	24
Tabela 8: Composição química das ligas AA360 e AA380 [37].	39
Tabela 9: Condições do tratamento térmico e propriedades de obtidas para a liga 360 [37].	43
Tabela 10: Efeito dos tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas para peças da liga 380 obtidas em várias condições [37].	47
Tabela 11: Resultados dos ensaios de tração da liga 380 para diferentes condições de tratamentos [37].	48
Tabela 12: Composição das diferentes ligas analisadas para determinar a influência dos elementos de liga nas propriedades de tração [37].	49
Tabela 13: Composição química das ligas de alumínio de fundição injetada utilizadas no estudo [45].	52
Tabela 14: Tratamentos térmicos aplicados nas ligas da tabela 13 [45].	52
Tabela 15: Propriedades mecânicas e densidade das ligas de fundição do estudo realizado por X. P Niu e outros [52].	57
Tabela 16: Propriedades obtidas após entre o tratamento térmico e comparação com o estado bruto de vazamento [52].	59
Tabela 17: Condição de ensaio de dureza Brinell.	66
Tabela 18: Valores médios das durezas obtidas para a temperatura de envelhecimento de 165°C em função do tempo de envelhecimento.	67
Tabela 19: Valores médios das durezas obtidas para a temperatura de envelhecimento de 170°C em função do tempo de envelhecimento.	67
Tabela 20: Valores médios das durezas obtidas para a temperatura de envelhecimento de 170°C em função do tempo de envelhecimento.	68
Tabela 21: Valores médios das durezas obtidas para a temperatura de envelhecimento de 170°C em função do tempo de envelhecimento.	68
Tabela 22: Valores de dureza obtidos para a liga A360 para diferentes condições de tratamento.	71

Tabela 23: Valores obtidos para a liga A380 para diferentes condições de tratamento térmico.	71
Tabela 24: Evolução da temperatura das peças em cada um dos patamares do forno de homogeneização.	78
Tabela 25: Durezas médias após envelhecimento a 170°C da liga A360.	82
Tabela 26: Valor médio da dureza com três semanas de envelhecimento artificial.	85
Tabela 27: Evolução da temperatura das peças dentro do forno.	86
Tabela 28: Valor médio da dureza após homogeneização parcial.	88
Tabela 29: Dureza média em função do tempo após homogeneização, seguida de envelhecimento artificial a 170°C da liga A360 (média de todas as peças).	90
Tabela 30: Valor médio da dureza após homogeneização parcial.	93
Tabela 31: Dureza média em função do tempo alcançada após homogeneização, seguida de envelhecimento artificial a 170°C da liga A360. Média de 10 amostras.	94
Tabela 32: Dureza média em função do tempo alcançada após envelhecimento artificial a 170°C da liga A360.	97
Tabela 33: Valor médio da dureza com três semanas de envelhecimento artificial.	106
Tabela 34: Valor médio da dureza após homogeneização parcial.	108
Tabela 35: Dureza média alcançada em função do tempo após homogeneização, seguida de envelhecimento artificial à 170°C da liga A380. Média de 8 amostras.	110
Tabela 36: Valor médio da dureza após homogeneização.	114
Tabela 37: Dureza média em função do tempo após homogeneização, seguida de envelhecimento artificial a 170°C da liga A380.	116
Tabela 38: Dureza média alcançada durante o processo de envelhecimento, na condição T5 a 170°C da liga A380.	118
Tabela 39: Propriedades mecânicas da liga A380 com as diferentes condições de tratamento térmico.	124

Lista de Abreviaturas

A - Extensão após rotura

AA - Aluminum Association

Al - Alumínio

CETECOFF - Unidade de Fundição e novas tecnologias

Cu - Cobre

DeMec - Departamento de Engenharia Mecânica

DEMEGI - Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial

E - Módulo de Young

Fe - Ferro

FEUP - Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

GP - Guinier-Preston

HPDC - High Pressure Die Casting

IACS - International Annealed Copper Standard

INEGI - Instituto de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial

Mn - Manganês

Mg - Magnésio

MO - Microscopia Optica

N - Newton

Ni - Níquel

R_m - Tensão de rotura à tração

$R_{p0,2}$ - Tensão limite de elasticidade

RT - Room Temperature

Si - Silício

Sn - Estanho

Sonafi - Sociedade Nacional de Fundição Injetada

SSS - Solução Sólida Supersaturada

STT - Sem tratamento térmico

T - Temperatura

Ti - Titânio

Zn - Zinco

1 Considerações gerais sobre o trabalho

1.1 Apresentação da empresa de acolhimento

Esta tese reflete o trabalho de desenvolvimento feito no INEGI, Instituto de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial, na unidade de Fundação e Novas Tecnologias, CETECOFF.

O INEGI nasceu em 1986 no seio do Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial (DEMEGI), atualmente designado por Departamento de Engenharia Mecânica (DEMec) da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. Assume-se como um agente ativo no tecido industrial português e na transformação do modelo competitivo da indústria nacional.

Como parceiro da indústria tem como missão a contribuição para o aumento da competitividade da indústria nacional através da investigação e desenvolvimento, demonstração, transferência de tecnologia e formação nas áreas de concepção e projeto, materiais, produção, energia, manutenção, gestão industrial e ambiente. Tem uma filosofia de trabalho que se reflete no facto de ser uma instituição de referência, a nível nacional, e um elemento relevante do Sistema Científico e Tecnológico Europeu, com mérito e excelência na inovação de base Tecnológica e Transferência de Conhecimento e Tecnologia.

A sua política de qualidade advém do facto de promover a melhoria contínua do desempenho, da organização na concretização dos seus objetivos estratégicos e operacionais, procurando permanentemente elevar o nível de satisfação de todas as partes interessadas, e assumindo o Sistema de Gestão da Qualidade como um instrumento essencial a esse desiderato.

1.2 Apresentação do projeto e enquadramento da tese no INEGI

Este projeto faz parte de uma parceria INEGI/SONAFI, sendo esta última uma empresa que se dedica à obtenção de peças em ligas de alumínio por fundição injetada. Tradicionalmente as ligas injetadas são de 3 tipos, a liga AlSi12, a liga AlSi9Cu3 e a liga AlSi10Mg. Correntemente com estas ligas atingem-se durezas finais nas peças de 100 a 105 HB. Por questões de desgaste e resistência mecânica nas peças injetadas, os atuais clientes tem vindo a exigir peças com durezas 25% superiores e tensões limite elástico maiores, o que obriga a SONAFI a ter que fornecer peças com durezas próximas dos 125/130 HB. Atingir essas durezas, nas ligas referidas só é possível com tratamentos térmicos de homogeneização de 4-6 horas a 525°C e envelhecimento a 165/180°C. Mas, as ligas injetadas são tecnicamente impossíveis de conseguir homogeneizar, porque têm muito ar colapsado e esse tratamento destrói completamente as peças. Essa destruição acontece porque a pressão do ar colapsado sobe muito a 525°C enquanto a resistência mecânica baixa, resultando num aumento extraordinário da porosidade e destruição das peças. No entanto, a bibliografia consultada

refere que é possível após o arrefecimento em água das peças injectadas proceder ao envelhecimento artificial com possibilidades de se atingirem durezas superiores.

Paralelamente também acontece que a homogeneização das peças provoca alterações dimensionais, as quais dependem das condições dos tratamentos térmicos.

A SONAFI tem condições internas para injetar as peças, para as medir com equipamentos de controlo dimensional 3D antes e depois dos tratamentos térmicos, mas não dispõe de conhecimento, nem meios materiais para realizar os tratamentos térmicos, o controlo microestrutural e as durezas durante os tratamentos térmicos, lacuna que pode ser facilmente resolvida com recurso ao INEGI, que tem os meios experimentais e recursos humanos com competências para programarem e desenvolverem todo o trabalho necessário para obter as curvas de envelhecimento para várias temperaturas e tempos.

Sendo assim o objetivo deste projeto será o de determinar as variações de dureza e variações da tensão limite de elasticidade das peças injectadas sujeitas a tratamentos térmicos de envelhecimento com vista à futura implementação destes novos métodos na empresa e assim preparar a empresa para poder responder a novas solicitações.

2 Alumínio e suas ligas

O alumínio pelas suas excelentes propriedades físico-químicas entre as quais se destacam o baixo peso específico, a resistência à corrosão, a alta condutibilidade térmica e elétrica e a capacidade de reciclagem, apresenta uma ampla gama de utilização, que o torna no metal não ferroso mais consumido no mundo.

O alumínio é obtido pela redução eletrolítica da alumina (Al_2O_3) (figura 1), através da dissolução em criolite líquida. O processo, chamado de Hall-Heroult foi desenvolvido em 1886 de maneira independente por Charles Hall e Paul Heroult [1].



Figura 1: Alumina (óxido de alumínio) [2].

Quando o alumínio era ainda uma curiosidade com custo elevado de produção, as primeiras aplicações foram efetuadas em trabalhos sumptuosos, tais como estátuas e placas comemorativas. Com a evolução dos processos de redução e consequente diminuição do preço de produção, o alumínio passou a ser utilizado primeiro em utensílios de cozinha e logo em seguida em alguns dos primeiros automóveis que já possuíam painéis de alumínio comercial puro. Entretanto, a resistência limitada do metal comercialmente puro restringia a sua aplicação, especialmente quando havia alguma dificuldade de aceitação deste material nas indústrias metalúrgicas em favor de materiais tradicionais (aços) com os quais elas estavam mais familiarizadas.

No início do século XX as indústrias de alumínio começaram a trabalhar na produção de ligas de alumínio com propriedades mecânicas mais elevadas. As primeiras experiências foram realizadas através de tentativas e erros, aliadas a observações perspicazes, conduzindo a

experiências posteriores baseadas no aumento do conhecimento dos princípios metalúrgicos fundamentais envolvidos [3].

O rápido e notável crescimento da importância do alumínio na indústria é resultado de uma série de fatores. O principal deles, deve-se ao fato, deste metal possuir uma excelente combinação de propriedades úteis (densidade, resistência à corrosão, etc.) resultando numa adequabilidade técnica para um campo extraordinário de aplicações em engenharia. Em segundo lugar, pode ser facilmente transformado através de processos metalúrgicos normais (extrusão, maquinagem, laminagem, etc.) e por último, as atividades de pesquisa desenvolvidas pela indústria do alumínio, pelas instituições universitárias e pelos seus utilizadores tem levado a um maior conhecimento das características de engenharia deste metal, além de que técnicas de fabricação, de soldadura e de acabamentos têm sido desenvolvidas, fazendo com que o alumínio seja considerado um material que não apresenta limitações nas suas aplicações. Na figura 2, podemos observar lingotes de alumínio para serem utilizados na indústria de fundição.

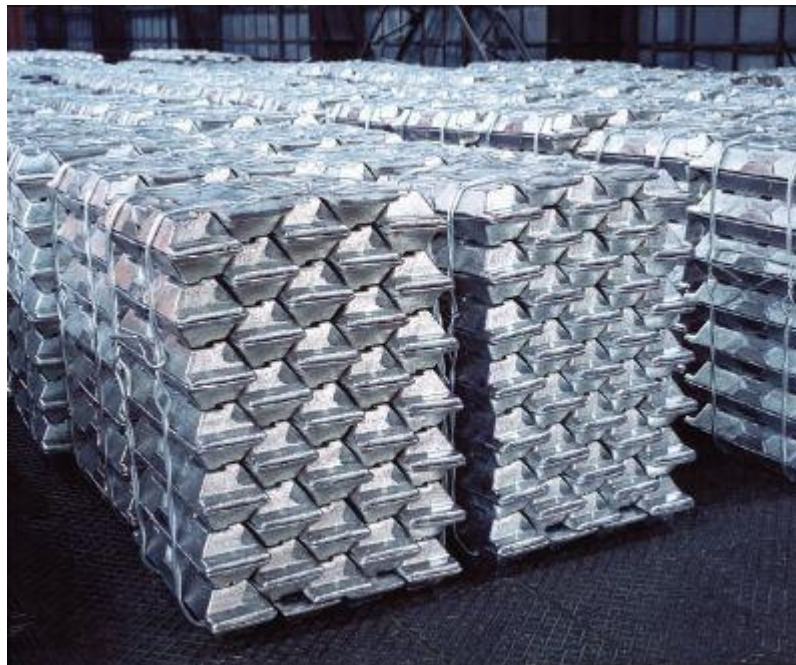


Figura 2: Lingotes de alumínio [4].

2.1 Características do Alumínio

O alumínio possui um ponto de fusão de 660°C num estado de pureza muito elevado, o que é relativamente baixo entre os metais (o aço que é o material mais utilizado em engenharia tem ponto de fusão na ordem dos 1570°C). As ligas de alumínio devido à presença de outros elementos, possuem em geral, um ponto de fusão mais baixo que o alumínio puro [5].

A sua baixa densidade é uma das características mais importantes do alumínio, sendo o seu valor de 2,7, o que representa apenas $1/3$ da densidade do aço. Essa característica, aliada ao aumento da resistência mecânica por adição de elementos de liga/tratamentos térmicos, torna o alumínio o metal de eleição para a indústria aeroespacial e de transportes [5].

O alumínio comercialmente puro tem uma resistência à tração de, aproximadamente, 90 MPa. A sua utilização neste estado como material estrutural é um tanto limitada, mas através do trabalho a frio, a sua resistência mecânica pode ser duplicada. Aumentos maiores na sua resistência podem ser obtidos a partir de pequenas adições de outros metais como elementos de liga, tais como: silício, cobre, manganês, magnésio, cromo, zinco, ferro, etc. Como o alumínio puro, as “ligas não-tratáveis” podem ter a sua resistência aumentada através do trabalho a frio. As “ligas tratáveis” podem ainda apresentar um aumento de resistência através de tratamento térmico. Algumas ligas podem ficar com uma resistência mecânica da ordem dos 700 MPa [5].

É possível obter-se uma grande variedade de características mecânicas ou térmicas em ligas de alumínio, através das várias combinações de trabalho a frio e de tratamentos térmicos, que serão tratadas em capítulos específicos. O alumínio e as suas ligas perdem parte da sua resistência a elevadas temperaturas, embora algumas ligas conservem boa resistência a temperaturas entre 200 a 260°C. Para temperaturas abaixo de zero, mantém a sua resistência sem perder ductilidade e tenacidade, e, por isso, o alumínio é um metal particularmente utilizado em aplicações a baixa temperatura [6].

É um material que no estado líquido exposto à atmosfera, forma imediatamente uma fina e invisível camada de óxido, a qual protege o metal de oxidações posteriores. Essa característica de autoproteção dá ao alumínio uma elevada resistência à corrosão. A menos que seja exposto a uma determinada substância ou condição agressiva que destrua essa película de óxido de proteção, o metal fica totalmente protegido contra a corrosão. Sendo assim, o alumínio é altamente resistente ao tempo, mesmo em atmosferas industriais, que habitualmente corroem outros metais. É também resistente a vários ácidos.

Algumas ligas são menos resistentes à corrosão do que outras, particularmente certas ligas de elevada resistência mecânica. Tais ligas podem ser efetivamente protegidas da maioria das influências corrosivas, através do revestimento das superfícies expostas com uma fina camada de alumínio puro ou ligas de alta resistência à corrosão. A pintura é a alternativa mais simples. O contacto direto com alguns metais deve ser evitado na presença de um eletrólito, caso contrário, a corrosão galvânica do alumínio pode surgir na região de contacto. Quando se verificar a necessidade de união do alumínio com esses metais, recomenda-se o isolamento dessa área com pinturas betuminosas ou com materiais isolantes.

O alumínio puro possui um coeficiente de dilatação térmica linear de $2,38 \times 10^{-5}$ mm/°C, no intervalo dos 20 aos 100°C. Este coeficiente é de cerca de duas vezes superior ao do aço. A adição de elementos de liga afeta muito pouco esta característica do alumínio. Este metal no estado puro apresenta uma resistividade de $2,63 \times 10^{-6}$ ohm/cm³ e condutividade eléctrica de 62% da IACS, a qual associada à sua baixa densidade significa que um condutor de alumínio pode conduzir tanta corrente quanto um condutor de cobre que é cerca de duas vezes mais pesado e proporcionalmente mais caro [6].

A condutividade térmica do alumínio é uma característica de elevada importância, pois reflete a capacidade de transferência de energia térmica, tanto no aquecimento, como no arrefecimento. Assim, os permutadores de calor em alumínio são muito comuns nas indústrias alimentar, química, petrolífera, etc.

O alumínio possui uma condutividade térmica (k) de 0,53cal/s.cm² (cerca de 4,5 vezes superior ao aço). A alta condutividade térmica deste metal é um fator que influencia positivamente o seu uso na indústria de alimentos e produtos químicos [6].

O alumínio tem uma refletividade acima dos 80%, a qual permite ampla utilização em luminárias. Coberturas de edifícios em alumínio têm uma alta percentagem refletividade de calor do sol, e é por isso que edifícios cobertos com esta proteção são menos quentes no verão [6].

O metal não é magnético, sendo frequentemente utilizado como proteção em aparelhos electrónicos. Também não produz faísca, o que se reflete como uma característica muito importante, sendo, dessa forma, bastante utilizado no isolamento de substâncias inflamáveis ou explosivas, bem como em camiões de transporte de substâncias perigosas, aumentando a segurança no caso de ocorrerem acidentes no trânsito.

O alumínio é um importante elemento de barreira à luz, é também impermeável a ação da humidade e do oxigénio, tornando a folha de alumínio um dos materiais mais versáteis no mercado das embalagens. Uma outra importante característica em engenharia nuclear é a sua baixa absorção de neutrões, e por último, como o alumínio possui características “não tóxicas” permite a sua utilização em utensílios domésticos, sem qualquer efeito nocivo ao ser humano.

Finalmente, uma última característica importante associada ao alumínio é a sua infinita reciclagem, sem perda das suas características físico-químicas, o que o torna no metal de eleição, principalmente em embalagens de bebidas gaseificadas [6].

Todas estas características apresentadas conferem ao metal alumínio uma extrema versatilidade. Na maioria das aplicações, duas ou mais destas características entram em jogo, como por exemplo: resistência específica em aeronaves, carruagens de comboios, camiões e outros equipamentos de transporte. A alta resistência à corrosão e a elevada condutividade térmica são importantes para equipamentos para a indústria química e petrolífera, propriedades que combinam a não toxicidade e baixo peso para serem utilizados em equipamentos para a indústria de produção alimentar. A sua superfície atraente aliada à alta resistência às intempéries e baixos requisitos de manutenção proporcionam uma vasta utilização em todos os tipos de produção. A alta refletividade e seu baixo peso específico são muito importantes em materiais de cobertura, facilitando, também o manuseamento e os custos de transporte.

Na tabela 1 comparam-se algumas características do alumínio puro com outros 3 materiais de uso corrente em engenharia.

Tabela 1: Algumas características do alumínio e de outros materiais utilizados em engenharia [7].

	Alumínio Puro	Cobre Puro	Aço Construção	Poliamida
Resistência/Tensão de rotura (MPa)	250	250	400	50
Ductilidade (%)	15	25	20	25
Elasticidade/Módulo de Young (MPa)	70.000	125.000	210.000	3.000
Densidade	3	9	8	1
Ponto de fusão (°C)	660	1080	1570	220
Amplitude da temperatura de trabalho (°C)	-250–150	500	550	130
Condutividade eléctrica (m/Ohm-mm ²)	29	55	7	-
Condutividade térmica (W/m °C)	200	400	76	0,15
Coefficiente de expansão térmico linear ($\times 10^{-6}$ / °C)	24	17	12	60-100
Não-magnético	Sim	Sim	Não	Sim
Soldável	Sim	Sim	Sim	Sim

2.2 Ligas de alumínio

O sucesso comercial do desenvolvimento das ligas de alumínio data da descoberta do seu “envelhecimento”, em 1906. Investigações, durante a década de 20 do século passado, resultaram no primeiro de um grupo de ligas bem conhecido, que continha uma pequena adição de níquel. Estas foram desenvolvidas para componentes de motores, tais como, pistões que necessitam de manter a resistência a temperaturas elevadas. O envelhecimento também foi descoberto para as ligas que continham magnésio e silício, conduzindo ao desenvolvimento do que são, atualmente, as principais ligas estruturais para aplicações gerais em engenharia. Outro importante emprego do alumínio, no período entre as duas guerras mundiais, incluiu a descoberta do processo de anodização e a introdução de uma utilização particular das ligas de fundição, que permitiram um maior aproveitamento das sucatas da aviação. Na figura 3, pode observar-se o vazamento de uma liga de alumínio para um molde, através de fundição por gravidade [8].



Figura 3: Vazamento de uma liga de alumínio [9].

Um dos aspetos que tornam as ligas de alumínio tão atraentes como materiais de construção mecânica é o fato do alumínio se poder combinar com a maioria dos metais de engenharia, chamados de elementos de liga, formando ligas. A partir dessa combinação é possível obter características tecnológicas apropriadas de acordo com a aplicação do produto final. Naturalmente, uma só liga não pode combinar todas as propriedades ótimas para cada aplicação, sendo necessário conhecer-se as vantagens e limitações de cada uma delas para que se possa fazer a melhor selecção.

A elevada aplicabilidade destas ligas oferece à indústria uma grande variedade de propriedades, tais como, de resistência mecânica e à corrosão, ao ataque de substâncias químicas, condutibilidade elétrica, maquinabilidade, ductilidade, capacidade de conformação plástica, etc. Descrever a função de cada elemento de liga é difícil porque esta altera-se, não só com as quantidades dos elementos presentes na liga, mas também, pela sua interação com outros elementos. Em geral, podemos dividir os elementos entre aqueles que conferem à liga a sua característica principal (resistência mecânica, resistência à corrosão, colabilidade no preenchimento dos moldes, etc.) e os que têm função auxiliar, como o controlo da microestrutura e das impurezas que prejudicam a fabricação ou a aplicação do produto, os quais devem ser controlados no seu teor máximo.

Dependendo dos grupos de ligas, um determinado elemento químico pode ter como função a adição ou ser indesejável como impureza. Um bom exemplo disso mesmo é o chumbo, que é adicionado às ligas para maquinagem pelo seu efeito na criação de aparas curtas mas, por ser um metal pesado sofre fortes restrições em produtos que entram em contacto com os alimentos. Na preparação de ligas a partir da refusão de sucatas e de aparas de maquinagem, atenção especial deve ser dada à separação e à classificação da matéria-prima para que sejam controladas as contaminações do banho metálico.

O alumínio comercialmente puro contém entre 99,0% e 99,5% de alumínio, sendo o restante, principalmente, ferro e silício. Pode-se obter este metal com pureza maior a um custo muito mais elevado, que é usado quando se quer alta condutividade elétrica ou elevada resistência à corrosão [10].

As ligas de alumínio dividem-se em ligas para conformação plástica ou ligas trabalháveis e ligas de fundição.

Ligas trabalháveis a frio: Os principais grupos de ligas trabalháveis, vão desde a utilização do alumínio puro comercial até as ligas AlCu, AlMn, AlSi, AlMg, AlSiMg e AlZn [10].

As ligas tratadas termicamente de média resistência, que contêm magnésio e silício, possuem elevada resistência à corrosão, mas perdem um pouco da sua capacidade de serem trabalhadas a frio, as quais são muito difundidas em aplicações estruturais. As ligas tratáveis termicamente de elevada resistência, que contêm cobre ou zinco como principais elementos de liga, são quase tão resistentes quanto o aço estrutural, mas necessitam de proteção superficial. Estas ligas são utilizadas quanto maior resistência específica for a principal característica da estrutura, como na aviação [10].

A nomenclatura das ligas trabalhadas, segundo a *Aluminum Association*, é especificada na tabela 2, por um sistema de designação de quatro dígitos numéricos, sendo que o primeiro dígito indica o principal elemento de liga, o segundo indica modificações na liga original ou os limites de impurezas e os dois últimos indicam o grau de pureza da liga de alumínio.

Tabela 2: Nomenclatura das ligas de alumínio trabalháveis [10].

Alumínio $\geq 99,00\%$	1xxx
Ligas de alumínio agrupadas pelo elemento de liga maioritário	
Cobre	2xxx
Manganês	3xxx
Silício	4xxx
Magnésio	5xxx
Magnésio e Silício	6xxx
Zinco	7xxx
Outros elementos	8xxx
Série ainda não utilizada	9xxx

Ligas de fundição: As ligas de fundição usadas nas aplicações gerais de engenharia frequentemente contêm silício para melhorar suas características de fundição, tais como, fluidez. O cobre também é frequentemente utilizado como um elemento de liga, para melhorar as propriedades mecânicas, dando maiores durezas e resistências.

As ligas de alumínio-magnésio apresentam maiores problemas na fundição (diminuição da fluidez), mas possuem boa resistência e ductilidade, sendo amplamente utilizadas, particularmente em ambientes agressivos como, por exemplo, em peças e acessórios de

navios. Uma pequena proporção de magnésio também está presente em algumas ligas em conjunto com o silício para tornar a liga mais susceptível a tratamentos térmicos.

Segundo a *Aluminum Association*, as ligas de fundição são especificadas por um sistema de designação de 3 dígitos numéricos seguidos por um dígito separado por ponto. O segundo e o terceiro dígitos são utilizados para diferenciar as diversas ligas da série, o último dígito indica a forma do produto [10], tal como se indica na tabela 3:

- 0 - Indica peças fundidas
- 1 - Indica forma de lingote
- 3 - Indica forma de lingote com faixa de composição mais restrita

Tabela 3: Nomenclatura das ligas de alumínio de fundição [10].

Alumínio $\geq 99,00\%$	1xx.x
Ligas de alumínio agrupadas pelo elemento de liga maioritário	
Cobre	2xx.x
Silício, com adição de cobre e/ou magnésio	3xx.x
Silício	4xx.x
Magnésio	5xx.x
Não utilizado	6xx.x
Zinco	7xx.x
Estanho	8xx.x
Outros elementos	9xx.x

2.3 Estados metalúrgicos

As condições metalúrgicas são uma condição aplicada ao metal ou liga, através de deformação plástica a frio ou de um tratamento térmico, proporcionando-lhe estrutura e propriedades mecânicas características. Ainda que a resistência original possa ser aumentada agregando-se certos elementos, as propriedades mecânicas das ligas, com exceção de algumas ligas de fundição, não dependem apenas da sua composição química. Semelhante a outros metais, o alumínio e suas ligas endurecem e aumenta a sua resistência quando trabalhadas a frio, como por exemplo, uma chapa laminada a frio. Além disso, algumas ligas de alumínio possuem a valiosa característica de responder ao tratamento térmico, adquirindo resistências maiores do que as que podem ser obtidas apenas através de trabalho a frio. Desta forma as ligas de alumínio são divididas convenientemente em dois grupos: as ligas “tratáveis” termicamente, proporcionando maior resistência, e as ligas “não tratáveis” termicamente, cuja resistência só pode ser aumentada por encruamento. As ligas tratáveis termicamente podem ser trabalhadas a frio e, posteriormente sofrer o tratamento térmico para o aumento da resistência mecânica. As ligas não tratáveis termicamente apenas podem ser submetidas a tratamentos térmicos de estabilização e recozidos plenos ou parciais.

2.3.1 Nomenclatura das condições metalúrgicas

Para além da designação de uma liga de alumínio baseada na sua composição química, a especificação da mesma só fica concluída com a indicação da sua condição metalúrgica. A *Aluminum Association* desenvolveu um sistema de nomenclatura baseado na condição metalúrgica para as ligas de alumínio que é utilizado tanto para as ligas de fundição como para as ligas de deformação. Nas ligas de alumínio para trabalho mecânico esta designação é indicada a seguir à designação da liga, separada por um traço. Segundo este sistema podem ser cinco as condições metalúrgicas das ligas de alumínio. Cada uma destas condições é representada por uma letra como se indica na tabela 4 [11].

Tabela 4: Condições metalúrgicas das ligas de alumínio [10].

F	Bruto de vazamento
O	Recozido
H	Encruado
W	Solubilizado
T	Tratado termicamente para obter um estado estável para além de F, O, ou H.

2.3.1.1 Condição metalúrgica T

A condição metalúrgica T diz respeito a produtos tratados termicamente, com ou sem endurecimento por deformação suplementar para obter um estado estável. Esta condição metalúrgica é dividida em 10 sub-estados, pelo que na nomenclatura da liga a letra T é sempre seguida de um algarismo de 1 a 10 que representa a sequência de tratamento à qual a liga foi sujeita. Na tabela 5 é apresentado um resumo desta subdivisão da condição metalúrgica T.

Tabela 5: Subdivisões da condição metalúrgica T [12].

T1	Arrefecimento desde uma temperatura elevada de conformação, seguido de envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável.
T2	Arrefecimento desde a temperatura elevada de conformação, seguido de trabalho a frio e envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável.
T3	Tratamento térmico de solubilização seguido de trabalho a frio e envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável.
T4	Tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento natural até uma condição substancialmente estável. Estado razoavelmente estável.
T5	Arrefecimento desde uma temperatura elevada de conformação, seguido de envelhecimento artificial.
T6	Tratamento térmico de solubilização, seguido de envelhecimento artificial.
T7	Tratamento térmico de solubilização, seguido de sobre-envelhecimento ou estabilização.
T8	Tratamento térmico de solubilização, seguido de trabalho a frio e envelhecimento artificial.
T9	Tratamento térmico de solubilização, seguido de envelhecimento artificial e trabalho a frio.
T10	Arrefecimento desde a temperatura elevada de conformação, seguido de trabalho a frio e envelhecimento artificial.

2.3.1.2 Outras condições metalúrgicas

Outras condições metalúrgicas são de menor importância no âmbito da elaboração deste trabalho, e por isso, vão ser tratadas de uma maneira muito mais sucinta.

A condição bruta de vazamento, “F”, ou seja, como a peça é fabricada: aplica-se aos produtos obtidos através de processos de conformação em que não se emprega qualquer controle especial sobre as condições térmicas ou de encruamento. Não se especificam limites para as propriedades mecânicas.

Por sua vez, a condição metalúrgica “O”, recozido, aplica-se aos produtos acabados, no estado em que apresentam o menor valor de resistência mecânica.

Já o estado metalúrgico “H”, encruado, aplica-se aos produtos em que se aumentou a resistência mecânica por deformação plástica a frio e, que podem ou não, ser submetidos a um recozido complementar para produzir um amaciamento parcial ou a um processo de estabilização.

E finalmente, o estado metalúrgico “W”, homogeneizado, aplica-se somente a algumas ligas, que envelhecem naturalmente à temperatura ambiente após o tratamento de solubilização [1].

2.4 Caracterização normalizada das ligas utilizadas

As ligas de alumínio para fundição são referidas na Europa por uma designação de 5 algarismos (normas EN 1780-1 e EN 1780-2). Podem ser acrescentados os prefixos EN, A (alumínio) e C (casting). Normalmente apenas são utilizados os algarismos.

Por exemplo, a liga A356 pertence à serie 40000 ou EN Al-40000 cujo elemento principal de liga é o silício (Si).

O segundo algarismo indica o grupo da liga. Para esta liga a designação é 42xxx, família AlSi7Mg que representa os símbolos dos constituintes da liga seguidos pelas suas proporções em percentagem de massa na liga. Assim sendo, a liga AlSi7Mg significa que a liga de alumínio contém aproximadamente 7% de silício e menos de 1% de magnésio.

Os três algarismos seguintes são números de ordem e servem para identificar a liga [24].

As ligas em estudo neste trabalho são denominadas pela Aluminum Association “AA”. A primeira liga é a A360, segundo a norma EN 1780-1 é denominada EN AC-44100, sendo também conhecida por Aluminum A360.0-F, por UNS A13600, por ISSO R2147 AlSi10Mg e ainda AAA360.0-F Die. A segunda liga estudada é a A380, segundo a norma EN 1780-1 é denominada por EN AC-43000, sendo também conhecida por Aluminum A380.0-F, por UNS A13800 e ainda por AAA180.0-F Die. Finalmente, a terceira liga estudada neste trabalho é a liga A413, segundo a norma EN 1780-1 é denominada por EN AC-44100, sendo também conhecida por outras normas por Aluminum A413.0F, por UNS A14130, por AAA413.0-F Die, ISSO 3522 AlSi12CuFe e AlSi12Fe, ISSO R164 AlSi12 e finalmente por ISSO R2147 AlSi12 [25] [26].

Ao longo deste relatório será utilizado a designação segundo o sistema **Aluminium Association** “AA”.

Na tabela 6 que se segue apresenta-se a composição química das ligas que foram utilizadas ao longo do trabalho e algumas outras de interesse geral.

Tabela 6: Composição química de diferentes ligas de alumínio de fundição segundo a Aluminum Association [8].

Designação	Composição química em % de massa								
AA	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Outros	Al
A355.0	4.5/5.5	0.09	1.0/1.5	0.05	0.45/0.6	0.05	0.04/0.20	0.15	-
A356.0	6.5/7.5	0.20	0.20	0.10	0.25/0.45	0.10	0.20	0.25	-
A357.0	6.5/7.5	0.20	0.20	0.10	0.40/0.7	0.10	0.04/0.20	0.15	-
A360.0	9.0/10.0	1.3	0.6	0.35	0.40/0.6	0.50	...	0.75	
A380.0	7.5/9.5	1.3	3.0/4.0	.50	0.10	3.0	...	1.0	-
A390.0	16.0/18.0	0.50	4.0/5.0	0.10	0.45/0.65	0.10	0.20	0.20	-
A413.0	11.0/13.0	1.3	1.0	0.35	0.10	0.50	...	0.90	-

2.5 Tratamentos térmicos das ligas de alumínio

2.5.1 Introdução

Os tratamentos térmicos têm por objetivo remover ou reduzir as segregações, produzir estruturas estáveis e controlar certas características, tais como: propriedades mecânicas, estrutura metalográfica, eliminar tensões residuais, etc. Os principais tipos de tratamento são descritos em seguida.

2.5.2 Homogeneização

A homogeneização é um tratamento térmico realizado a temperaturas à volta dos 500°C, dependendo da liga. Tem por objetivo remover ou reduzir as segregações, produzir estruturas estáveis e controlar certas características, tais como: propriedades mecânicas, tamanho de grão, etc.

A homogeneização seguida de envelhecimento, permite obter uma maior resistência mecânica, sendo que esta é obtida nas ligas que respondem a esse tratamento térmico. Em primeiro lugar, o metal é aquecido uniformemente até cerca de 500°C, sendo que a temperatura exata depende da liga em particular. Isto ocasiona a dissolução dos elementos da liga em solução sólida (tratamento de solução). Segue-se um arrefecimento rápido, geralmente em água, que evita temporariamente que estes constituintes precipitem. Esta condição é instável e os constituintes precipitam-se de maneira extremamente fina (somente visível através de potentes microscópios). Em algumas ligas isto ocorre, espontaneamente, depois de alguns dias (envelhecimento natural), enquanto noutras ocorre através de reaquecimento por algumas horas a cerca de 175°C (tratamento de precipitação) [12].

As chapas são normalmente tratadas em banhos de sais fundidos, os quais possuem alta taxa de transferência de calor e fornecem suporte ao metal, evitando possíveis deformações a altas temperaturas. Fornos com circulação de ar forçado são geralmente utilizados para perfis extrudidos, tubos, peças forjadas e peças fundidas.

Os efeitos de um tratamento térmico completo incluem não somente um aumento substancial da resistência à tração, mas também a redução da ductilidade. Como consequência, é usual submeter-se o material a qualquer operação de conformação severa, que seja necessária, antes do tratamento térmico. A maior parte das conformações pode ser feita antes do tratamento de solução, com um acerto posterior para corrigir quaisquer empenos não previstos que possam ocorrer durante o arrefecimento, porém, preferencialmente a conformação deve ser feita imediatamente após o tratamento de solução, antes do envelhecimento.

2.5.3 Recozido de recristalização

O recozido completo é um tratamento térmico em que se conseguem as condições de plasticidade máxima do metal, correspondendo a uma recristalização total do mesmo. No processo de recozimento, a liga metálica é aquecida, geralmente na faixa dos 350°C, suficiente para permitir o rearranjo dos grãos numa configuração cristalina não deformada. Este processo de recristalização remove o efeito do trabalho a frio e deixa o metal numa condição dúctil. O recozido bem-sucedido caracteriza-se somente pela recristalização primária. Deve-se evitar super aquecimentos, já que isto causa o crescimento de exagerado dos grãos, também chamada de recristalização secundária [8].

Para materiais recozidos completamente, ou seja, totalmente recrystalizados, é aconselhável a obtenção de tamanho de grão no intervalo de 20 a 100 micrómetros de diâmetro (número 8,0 a 3,5) [8], para que se obtenham peças de boa qualidade, após estampagem, quinagem ou extrusão. Se o tamanho de grão estiver fora desta zona pode ocorrer fratura da peça ou surgimento de defeitos superficiais, o que pode exigir uma operação de polimento adicional para lhe restituir a superfície lisa, às vezes com grandes dificuldades. Convém observar que o tamanho de grão em micrómetros é inversamente proporcional ao número do mesmo. A figura 4 mostra o comportamento dos grãos em função do encruamento e da recrystalização e no processo de laminagem.

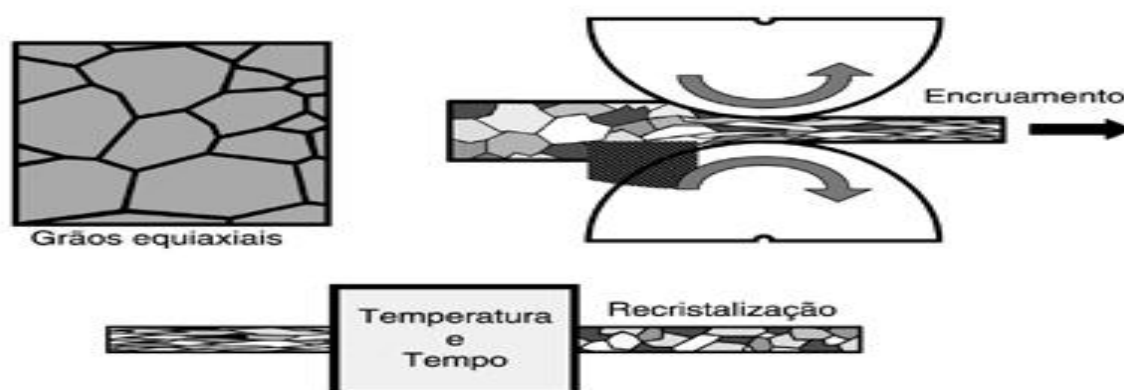


Figura 4: Forma dos grãos em função da deformação e recrystalização [13].

O recozido parcial, tratamento térmico correspondente a uma recrystalização parcial do material, permite a obtenção de condições metalúrgicas com ductilidades maiores, o que favorece, em alguns casos, o processo de estampagem, conferindo ao produto final uma maior resistência mecânica. Pode ser realizado entre as temperaturas de 200°C a 280°C, dependendo da percentagem de redução aplicada na laminagem a frio.

Um outro tipo de tratamento térmico é a estabilização, em que nas ligas AlMg ocorre uma perda de propriedades mecânicas do material deformado a frio, após alguns dias à temperatura ambiente. Para contornar esse inconveniente, aplica-se uma percentagem de deformação mais alta do que a necessária para se atingir determinado nível de propriedades mecânicas (determinada com base numa curva de encruamento para o material estabilizado) e, depois, aquece-se o material a temperaturas à volta dos 150°C, para acelerar a recuperação. Este tratamento serve para aliviar tensões residuais dos materiais encruados e para aumentar a resistência à corrosão das ligas AlMg.

2.5.4 Endurecimento por precipitação

A primeira aproximação ao mecanismo de envelhecimento de ligas temperadas foi proposta em 1919 por Merica, que explicava o endurecimento pela precipitação de uma nova fase a baixa temperatura a partir de uma solução sólida sobressaturada [14].

Quando certas ligas de alumínio se mantêm a temperaturas inferiores a 250°C depois de temperadas desde altas temperaturas (350°C ou mais), estas revelam uma melhoria significativa das suas propriedades, nomeadamente da resistência mecânica. A descoberta do endurecimento estrutural por envelhecimento, em 1906, conduziu ao desenvolvimento da primeira liga industrial, o Duralumínio, em 1916. Desde então, as ligas de alumínio endurecíveis por precipitação têm adquirido uma importância considerável devido às

melhorias contínuas nas suas características físicas e mecânicas específicas, e à sua aptidão para a conformação plástica, forjamento a quente ou a frio [14] [15].

Antes de estabelecer as definições adotadas, para a designação dos tratamentos de endurecimento das ligas de alumínio, apresentam-se alguns conceitos que estão subjacentes à nomenclatura que caracterizam os tratamentos de endurecimento:

- **Tratamento térmico de solubilização** – decorre em duas fases distintas, o primeiro passo do procedimento é o aquecimento a uma temperatura elevada, de forma a pôr os elementos de liga ou compostos em solução sólida. As temperaturas de tratamento de solução, são tipicamente da ordem dos 530°C, valor próximo do ponto de fusão. O segundo passo, é a têmpera, de forma a produzir uma solução-sólida sobressaturada à temperatura ambiente, evitando temporariamente a precipitação dos elementos de liga, como se pode ver na figura 5 [12] [16].
- **Envelhecimento** – tipicamente o terceiro passo do processo de endurecimento por precipitação. A condição de solução sólida sobressaturada é instável. Gradualmente, os constituintes precipitam-se de uma maneira extremamente fina (somente visível em microscópio eletrónico de transmissão). A formação de precipitados finamente dispersos na liga é então o objetivo do processo de envelhecimento (figura 5). Estes precipitados impedem o movimento das deslocações durante a deformação, forçando as deslocações a cortar ou rodear as partículas precipitadas. O envelhecimento das ligas à temperatura ambiente denomina-se envelhecimento natural, enquanto o envelhecimento a temperaturas elevadas denomina-se por envelhecimento artificial. A temperatura de envelhecimento artificial é 15 a 25% da diferença entre a temperatura ambiente e a temperatura de solubilização, acima da temperatura ambiente. Enquanto o envelhecimento natural leva a um aumento contínuo da resistência com o tempo, o artificial produz um aumento até um máximo, variável com o tempo para cada temperatura a partir do qual se observa uma queda na resistência da liga (figura 5) [15] [17].
- **Sub-envelhecimento (Underaged)** – precipitação de uma quantidade e distribuição incorreta dos precipitados (precipitados subdesenvolvidos – figura 5).
- **Sobre-envelhecimento ou super-envelhecimento (Overaged)** – precipitação de uma quantidade acima da ideal ou crescimento exagerado dos elementos e compostos a partir da solução sobressaturada (figura 5). Tipicamente o resultado, é a redução das propriedades mecânicas. Existem no entanto circunstâncias em que pode resultar numa melhoria da resistência à corrosão entre outras propriedades [15].

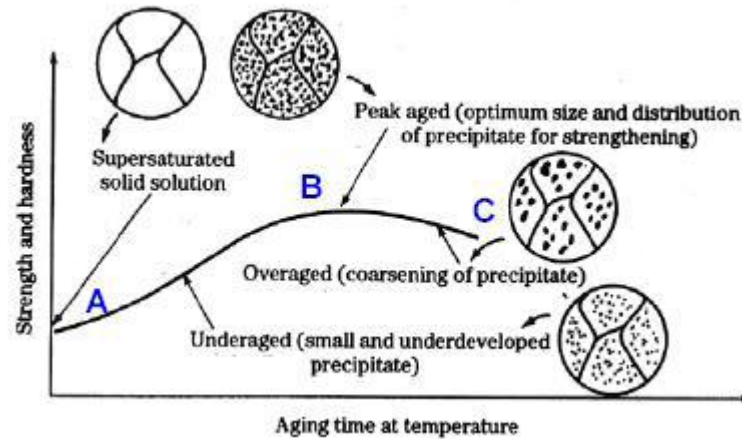


Figura 5: Evolução da dureza e resistência ao longo do tempo [13].

As etapas que envolvem o tratamento térmico, bem como a microestrutura ao longo do processo são esquematizadas na figura 6.

No final deste processo espera-se obter uma dispersão densa e fina de precipitados na matriz do alumínio. O tamanho, a forma e a distribuição dos precipitados obtidos são parâmetros que dependem da eficácia deste processo e logo condicionam as propriedades mecânicas finais da liga.

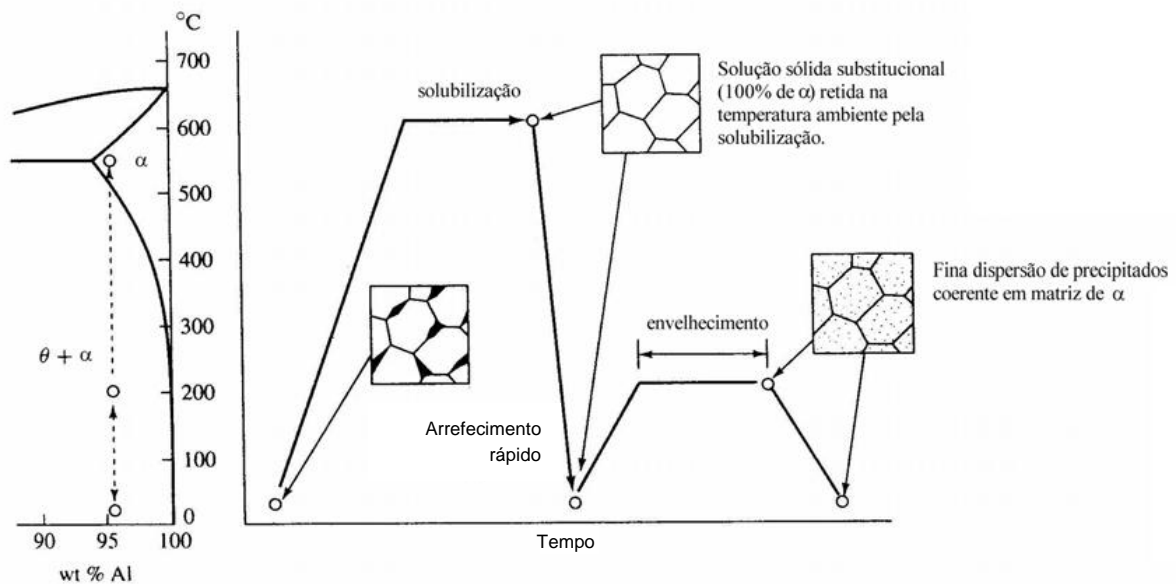


Figura 6: Representação esquemática da variação da temperatura em função do tempo durante as várias etapas do processo de endurecimento por precipitação [18].

2.5.4.1 Mecanismo de endurecimento

O endurecimento das ligas de alumínio durante o envelhecimento deve-se à precipitação de partículas de segunda fase na matriz da liga. As partículas de precipitados atuam como obstáculos ao movimento das deslocações provocando o aumento da dureza e da resistência mecânica do material. Durante o envelhecimento várias fases metaestáveis são precipitadas até que se atinja a fase estável. No início do envelhecimento as partículas precipitadas são

finas e apresentam a mesma estrutura cristalina da matriz, ou seja, são coerentes. À medida que o envelhecimento vai decorrendo os precipitados crescem, tornando-se semi-coerentes e depois incoerentes, ou seja, adquirem uma estrutura cristalina própria. Na figura 7 está representada a evolução dos precipitados de estrutura coerente para a incoerente que se verifica para as ligas de Al-Mg-Si durante o envelhecimento [19].

Os precipitados muito finos e coerentes são facilmente cortados pelas deslocações resultando numa distorção localizada. À medida que os precipitados crescem deixam de poder ser cortados pelas deslocações, e aumentam a resistência pelo mecanismo conhecido como Orowan Looping. Este mecanismo explica que, quando os precipitados são pequenos e em número reduzido, o facto de serem coerentes com a matriz, permite que com uma determinada tensão aplicada, as deslocações os rodeiem – Orowan Loops. À medida que o envelhecimento decorre, estes precipitados aumentam de tamanho dificultando a passagem das deslocações, ou seja, a liga endurece, como se pode ver na figura 7 [20].

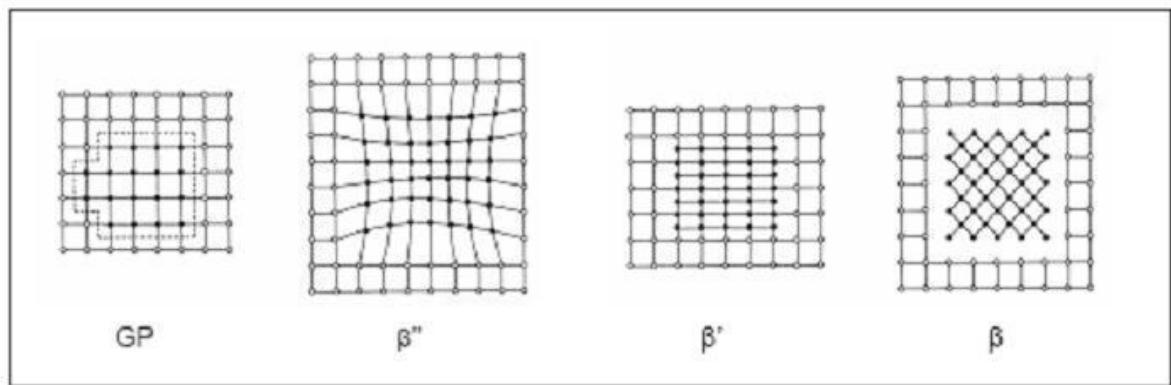


Figura 7: Sequência de precipitados das ligas Al-Mg-Si, desde as zonas coerentes (GP) até as zonas de precipitados incoerentes (β) [21].

Os precipitados coerentes são os que contribuem mais para o endurecimento da liga. Tal deve-se à distorção que estes precipitados provocam na rede do alumínio originando um campo de tensões à sua volta. A perda de coerência diminui este campo de tensões. O campo de tensões aumenta a dificuldade ao movimento das deslocações. Para além do efeito do campo de tensões, os precipitados coerentes, como são mais finos, apresentam uma maior dispersão de precipitados por área para a mesma quantidade de segunda fase. A maior dispersão de precipitados aumenta também a dificuldade ao movimento das deslocações.

2.5.4.2 Esferoidização do silício nas ligas AlSi

Como este trabalho incide no tratamento térmico sobre ligas de alumínio injetadas, cujo elemento de liga principal é o silício, apresenta-se em seguida uma pequena explicação sobre como ocorre a esferoidização do silício. Um esquema dessa evolução encontra-se na figura 8 [21].

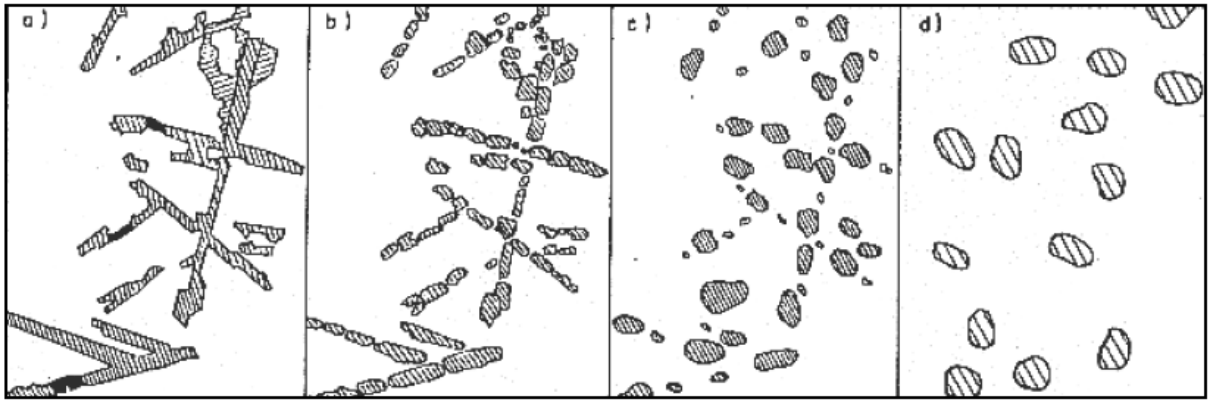


Figura 8: Evolução dos cristais de silício eutético, durante o tratamento de esferoidização: a) estrutura original, cristais de silício ramificados, b) primeira fase de subdivisão dos cristais, c) engrossamento e diminuição do número de partículas, d) estrutura final, partículas esféricas [21].

O tratamento de esferoidização permite variar a forma e a distribuição dos cristais de silício eutético. A esferoidização produz-se ao aquecer as amostras a altas temperaturas, próximas da temperatura eutética (500-550 °C), durante tempos prolongados, da ordem de algumas horas. O tratamento de esferoidização potencia as características mecânicas da liga aumentando a ductilidade, sem diminuir a resistência mecânica. Durante a esferoidização, a evolução das partículas de silício passa por 3 etapas ou fases:

- **1ª Fase: Subdivisão ou escalonamento**

Este primeiro estado da evolução dos cristais de silício aparece naqueles pontos mais ativos da superfície do cristal, com maior energia livre, chamados escalões de esferoidização. Os contornos ou arestas vivas dos cristais aparecem arredondados depois da subdivisão, devido à redissolução parcial do silício eutético. A sua divisão produz uma redução do seu comprimento. Pelo facto de se produzir a subdivisão das partículas de silício, o seu número aumenta e a sua morfologia tende para a sua forma ideal que é a esférica (figura 8.b).

- **2ª Fase: Crescimento**

Depois de se produzir a subdivisão das partículas de silício, o passo seguinte é o crescimento (figura 8.c), no qual umas partículas crescem à custa de outras por falta da homogeneidade do silício na fase matriz, o que supõe a existência de um gradiente de concentração, e provoca um fluxo ou transferência de átomos de silício, desde as partículas com menor raio até às de maior, com o fim de manter-se o equilíbrio da interface. Neste estado consegue-se uma redistribuição mais homogênea das partículas de silício, diminui o número total de partículas e a sua forma torna-se mais esférica. Este processo desenvolve-se de forma contínua com tempos de tratamento prolongados.

- **3ª Fase: Esferoidização**

Tende-se para a forma mais estável das partículas de silício, que é a esférica; a fase de esferoidização sobrepõe-se à de crescimento, sem uma separação clara. A evolução descrita pode-se considerar válida para qualquer estrutura, independente do conteúdo de silício da liga.

Na etapa de esferoidização, umas partículas crescem a partir das outras as quais vão desaparecendo. Se se considerar duas partículas adjacentes com diferente diâmetro, a concentração de soluto na matriz adjacente à partícula aumenta quando o raio de curvatura diminui, devido ao efeito Gibbs-Thomson. No entanto, haverá uma falta de homogeneidade de silício na matriz de fase α , que supõe a existência de um gradiente de concentração (factor base para que haja difusão) na matriz. Como consequência, produzir-se-á a difusão de átomos de silício, desde as partículas de menor raio às de maior raio, com o objetivo de manter o equilíbrio da interface. O resultado será que o número total de partículas diminui e o raio médio (r) aumenta com o tempo [21].

O crescimento de grão nos materiais policristalinos produz-se devido à diminuição da energia total do sistema por redução da superfície dos grãos de silício. A energia superficial total das partículas de silício reduz-se por crescimento. A equação seguinte descreve o crescimento do tamanho médio da partícula como função do tempo e pode ser utilizada para deduzir o mecanismo de crescimento

$$D = K_0 t^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

onde D é o diâmetro médio da partícula, após um tempo de tratamento t (horas), Q a energia de ativação (J/mol), n é uma constante empírica com valor ≤ 0.5 , T a temperatura (K), R a constante dos gases perfeitos 8,314 J/mol.K e K_0 a constante de velocidade [21].

A velocidade de crescimento (raio médio) das partículas aumenta com a temperatura como mostra a figura 9.

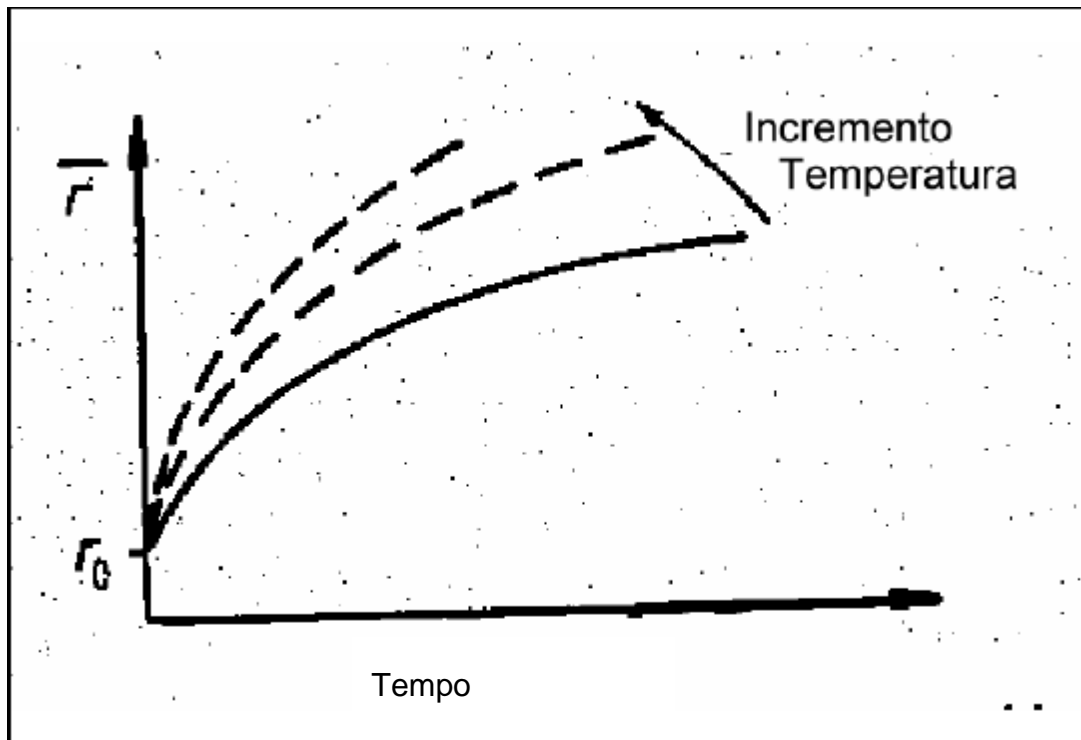


Figura 9: Esquema da variação do raio médio com o tempo, a diferentes temperaturas [21].

As mudanças produzidas no processo de esferoidização, revertem numa variação das propriedades mecânicas, dureza, ductilidade, etc. A redistribuição dos cristais de silício na matriz de alumínio melhora o comportamento plástico e a maquinabilidade da liga.

A temperatura de tratamento tem um papel importante na determinação das características das partículas de silício. A velocidade de esferoidização é diretamente proporcional à temperatura do tratamento. O aumento da temperatura facilita a difusão dos átomos de silício, conseguindo-se uma boa homogeneização no seio da matriz. O aumento da temperatura de tratamento provoca um decréscimo da dureza para o mesmo tempo de ensaio [21].

A temperatura de tratamento depende da composição química, já que temperaturas demasiado altas supõem a fusão dos intermetálicos situados no limite do grão, que tem uma temperatura de fusão próxima da temperatura eutética do sistema Al-Si [21].

Outros estudos sobre o efeito dos tratamentos térmicos T4, T5, T6 e T7 nas ligas de alumínio-silício mais utilizadas, são os de Gabatthuler et all [21].

2.6 Endurecimento estrutural de ligas de alumínio

2.6.1 Endurecimento estrutural de ligas de AlCu

O tratamento térmico no seu sentido mais amplo, refere-se a qualquer uma das operações de aquecimento e arrefecimento que são executadas com a finalidade de modificar as propriedades mecânicas, a estrutura metalúrgica ou o estado de tensão residual de um produto metálico. Quando o termo é aplicado às ligas de alumínio, no entanto, a sua utilização é frequentemente limitada às operações específicas empregues para aumentar a resistência e dureza das ligas laminadas ou fundidas [17].

Um atributo essencial para o endurecimento por precipitação num sistema de ligas quaisquer é haver aumento de solubilidade com o aumento da temperatura, como mostra por exemplo, o diagrama de fases da figura 10, para as ligas Al-Cu (linha de solvus).

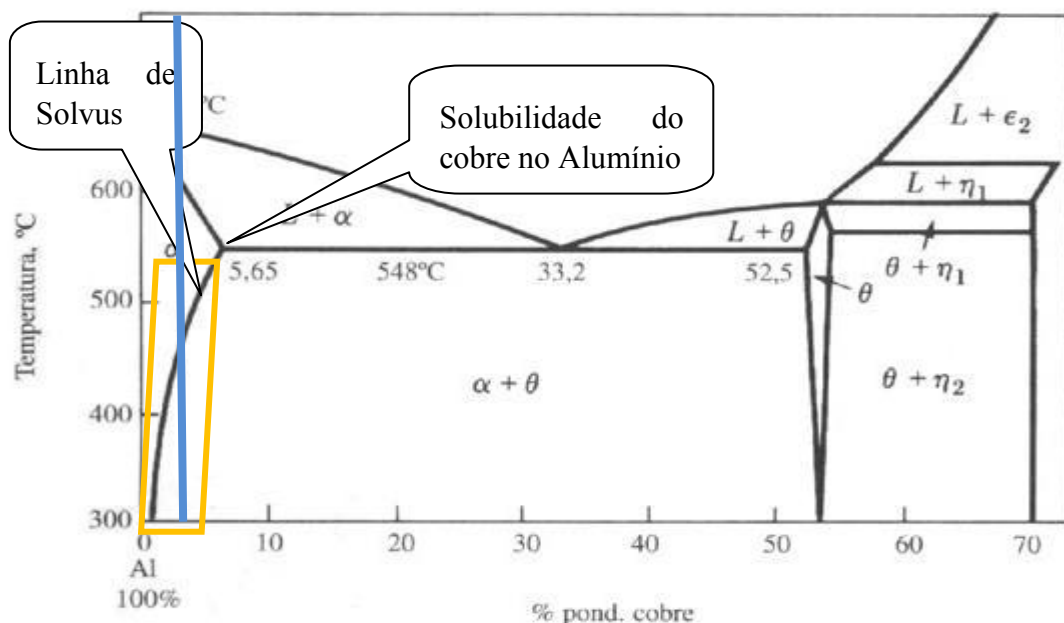


Figura 10: Diagrama de fases da liga alumínio cobre. O intervalo para o tratamento térmico tende ser inferior ao ponto de fusão eutético de 548°C com 5.65% em peso de Cobre [18].

O requisito geral para ocorrer reforço por precipitação a partir de soluções sólidas super saturadas, envolve a formação de precipitados finamente dispersos durante os tratamentos térmicos de envelhecimento (que pode incluir tanto envelhecimento natural ou envelhecimento artificial). O envelhecimento deve ser realizado não só a uma temperatura inferior, à temperatura de solvus de equilíbrio, mas abaixo da zona metaestável chamado de Guinier-Preston (GP) da zona de linha de solvus. A supersaturação de lacunas permite a difusão, e, assim, a formação de zonas, GP pode ocorrer muito mais rapidamente do que o esperado na precipitação. No processo de precipitação, na solução sólida saturada, primeiro desenvolvem aglomerados de soluto, que passam então a ser envolvidos na formação de precipitados de transição.

O mecanismo de endurecimento a partir da precipitação envolve a formação de aglomerados coerentes de átomos de soluto (isto é, os átomos de soluto juntam-se num aglomerado, mas ainda tem a mesma estrutura cristalina que a fase de solvente). Isto faz com que se crie uma grande concentração de tensões por causa do desfasamento, em tamanho, entre os átomos de solvente e de soluto. Consequentemente, a presença de partículas de precipitado, e ainda mais importante, os campos de deformação da matriz que envolve as partículas coerentes, proporcionam maior resistência ao obstruir e retardar o movimento das deslocções. A característica que determina se uma fase de precipitado é coerente ou incoerente é a proximidade entre grãos e o desalinhamento entre espaços atômicos sobre a rede matriz e a do precipitado. Estas alterações nas propriedades resultam da formação de domínios ricos em solutos microestruturais, ou zonas de GP.

O tamanho exato, forma e distribuição de zonas de GP dependem da liga em que se formam e sobre a história térmica e mecânica da liga. A sua forma pode às vezes ser deduzida por estudos de difração de raios X. Sob condições favoráveis, as zonas de GP podem ser vistas em microscopia electrónica de transmissão. Formas esféricas, ricas em soluto, formam-se geralmente quando os tamanhos dos átomos de solvente e soluto são quase iguais. Se existe uma grande diferença entre os tamanhos dos átomos, como nas ligas alumínio-cobre, as zonas de GP formam-se usualmente como discos cujos planos se encontram paralelamente com algum plano de baixo índice da matriz. Por vezes, os átomos de soluto ocupam os sítios da rede cristalina preferidos dentro da zona de GP, e assim formam uma pequena região da ordem da rede cristalina [8].

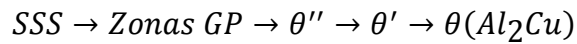
As zonas de GP têm tamanhos na ordem de grandeza de dezenas de ângstrom de diâmetro. Elas são essencialmente regiões distorcidas da matriz, em vez de partículas discretas de uma nova fase tendo uma rede diferente. Como tal, elas são completamente coerentes com a matriz, impondo alinhamentos locais. Estas tensões mecânicas, assim como a presença de um soluto localmente rico na rede cristalina, por vezes, ordenada, podem representar grandes alterações nas propriedades mecânicas da liga antes que quaisquer alterações microestruturais de longo alcance ocorram.

As zonas de GP são intrinsecamente metaestáveis e, assim, dissolvem-se na presença de um precipitado mais estável. Esta dissolução provoca uma região livre de precipitados, visivelmente sem zonas GP em torno das partículas de precipitados estáveis. A estrutura final consiste em precipitados de equilíbrio, que não contribuem significativamente para o endurecimento.

A figura 10, ilustra a solubilidade do cobre no alumínio. A temperaturas inferiores à linha de solvus, o estado de equilíbrio consiste em duas fases sólidas: solução sólida α , mais uma fase intermetálica- θ composto (Al_2Cu). Quando a temperatura desce abaixo da linha de solvus, a

solução torna-se supersaturada e a liga procura o equilíbrio. A segunda fase forma-se por precipitação [8].

Estes precipitados desenvolvem-se sequencialmente, quer com o aumento da temperatura ou com o aumento do tempo, à temperatura entre a temperatura ambiente e a de solvus [8]. As várias fases que se formam durante o envelhecimento são:



Às temperaturas de envelhecimento natural, na gama dos -20°C a 60°C , a distribuição de átomos de cobre muda com o tempo a partir de agregados como discos planares (Zonas GP). Estes agregados criam campos de coerência de deformação que aumentam a resistência à deformação, e sua formação é responsável pelas alterações nas propriedades mecânicas que ocorrem durante o envelhecimento natural. A temperaturas mais elevadas, as formas de transição de Al_2Cu , tendem a desenvolver e aumentar a resistência adicional. Na condição de maior resistência, tanto o θ'' , como θ' são precipitados de transição que podem estar presentes. Quando o tempo e a temperatura são suficientemente aumentados para formar elevadas proporções de equilíbrio da fase θ , a liga amacia e é dito que passa a ser superenvelhecida [8]. Na figura 11, podem ver-se esquemas típicos da formação de precipitados em função do tempo de envelhecimento e da dureza atingida.

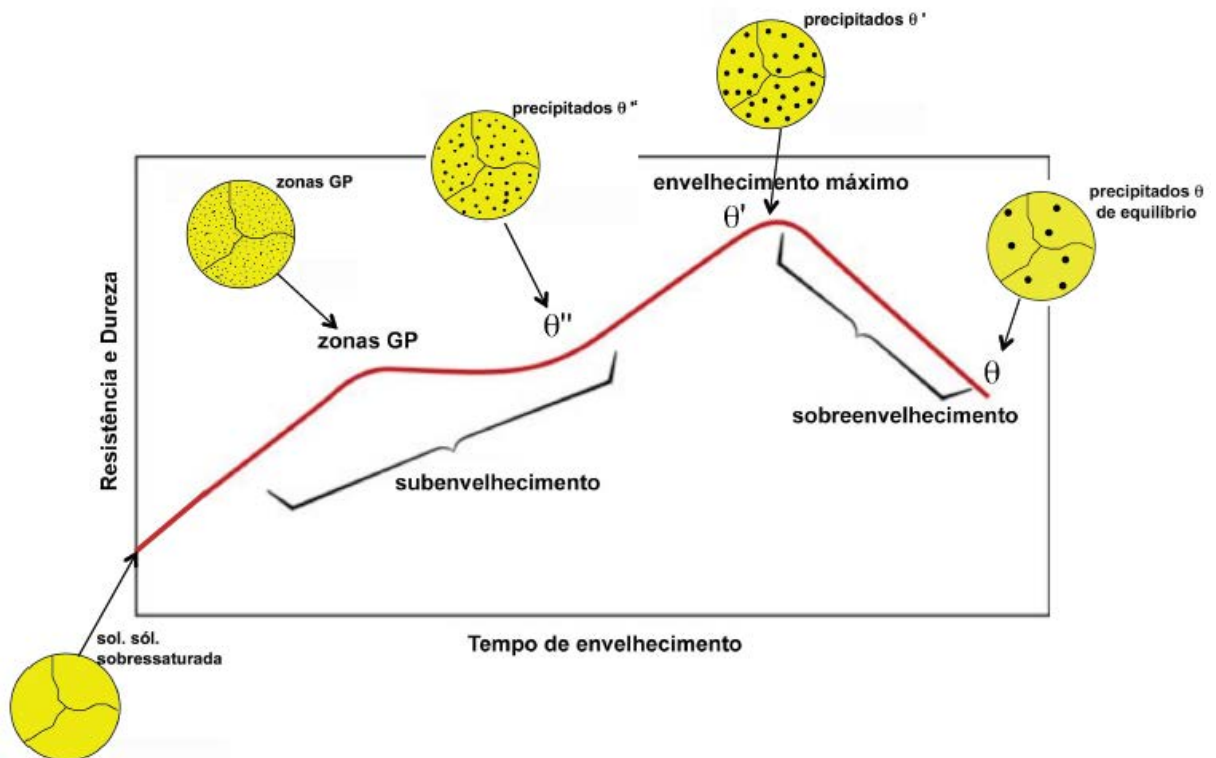


Figura 11: Dureza e resistência em função do tempo de envelhecimento, com os diferentes tipos de precipitados que podem ser obtidos [22].

Na tabela 7 podemos observar a composição química de algumas ligas de alumínio cobre de fundição.

Tabela 7: Composição química de diferentes ligas de alumínio cobre segundo a Aluminum Association [8].

Designação	Composição química em % em massa									
AA	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn	Ti	Al
204.0	0.20	0.35	4.2/5.0	0.10	0.15/0.35	0.05	0.10	0.05	0.15/0.30	-
206.0	0.10	0.15	4.2/5.0	0.20/0.50	0.15/0.35	0.05	0.10	0.05	0.15/0.30	-
208.0	2.5/3.5	1.2	3.5/4.5	0.50	0.10	0.35	1.0	...	0.25	-
213.0	1.0/3.0	1.2	6.0/8.0	0.6	0.10	0.35	2.5	...	0.25	-
222.0	2.0	1.5	9.2/10.7	0.50	0.15/0.35	0.50	0.8	...	0.25	-
224.0	0.06	0.10	4.5/5.5	0.20/0.50	0.35	-
242.0	0.70	1.0	3.5/4.5	0.35	1.2/1.8	1.7/2.3	0.35	...	0.25	-
295.0	0.7/1.5	1.0	4.0/5.0	0.35	0.03	...	0.35	...	0.25	-
296.0	2.0/3.0	1.2	4.0/5.0	0.35	0.05	0.35	0.50	...	0.25	-

Algumas curvas de resposta ao envelhecimento podem ser observadas nas figuras 12 a 23. Nestas figuras podemos observar vários tipos de tratamentos térmicos e depois destas encontram-se umas pequenas observações que permitem tirar algumas conclusões.

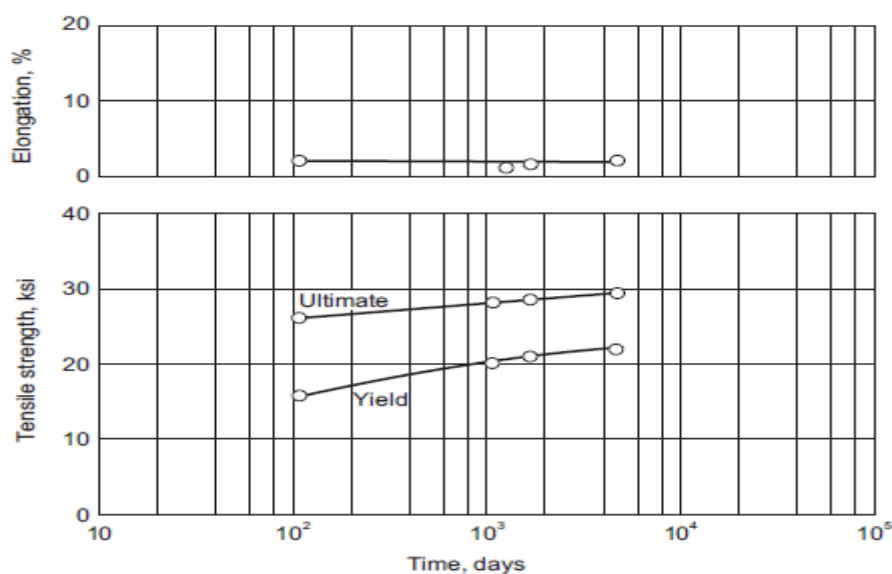


Figura 12: Evolução das propriedades mecânicas (tensão de rotura, tensão limite de elástico e extensão após rotura) da liga 208.0-F, em função do tempo de envelhecimento, vazamento em areia [23].

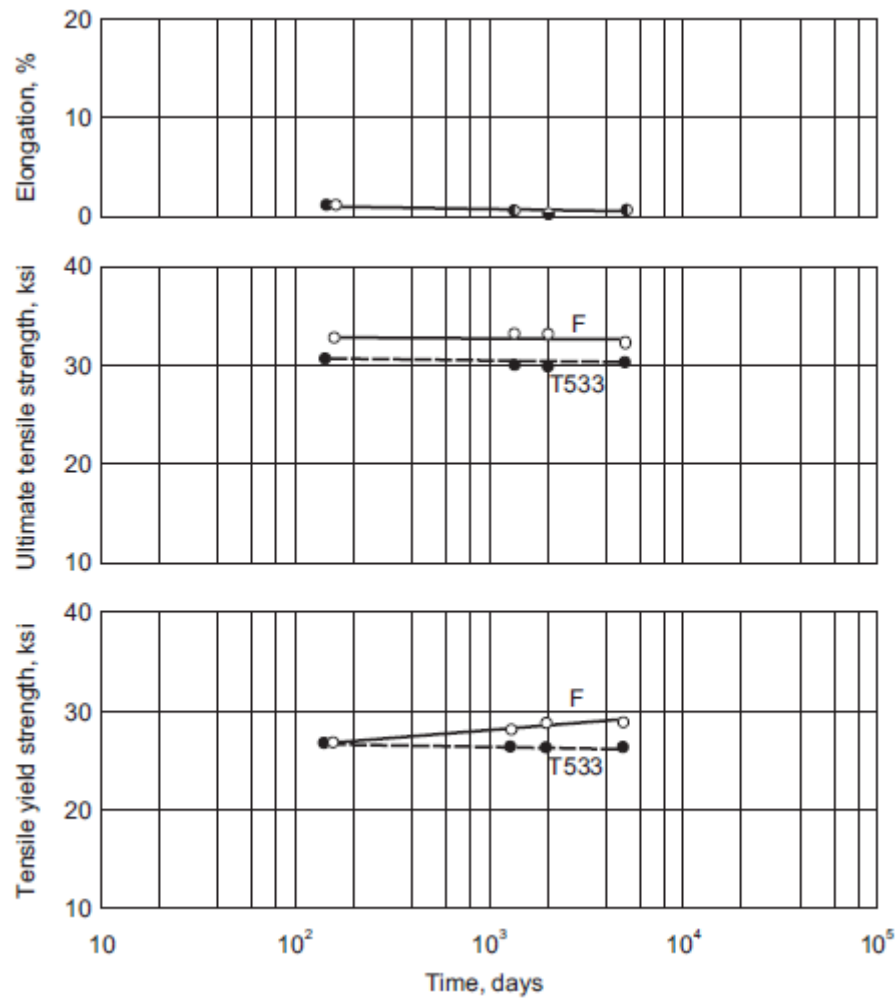


Figura 13: Evolução das propriedades mecânicas (tensão limite elástico, de rotura e a extensão após rotura) da liga de alumínio 213.0, em função do tempo de envelhecimento natural vazamento em moldação permanente [23].

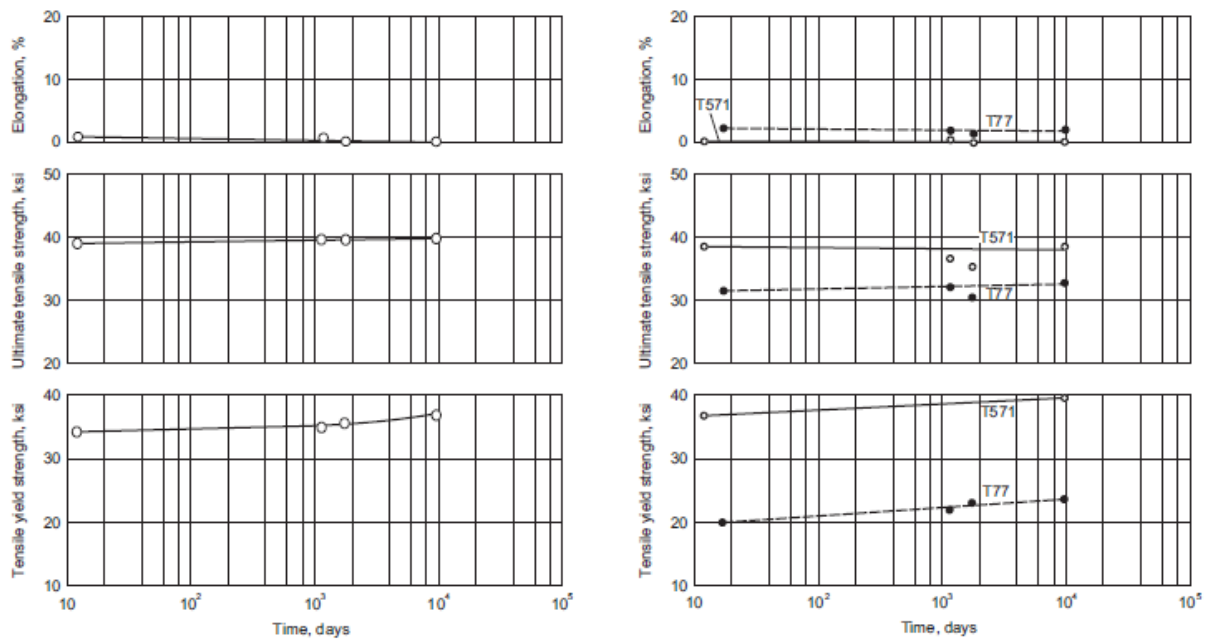


Figura 14: Evolução das propriedades mecânicas (tensão limite elástico, de rotura e a extensão após rotura) da liga de alumínio 242, em função do tempo de envelhecimento vazamento em moldação permanente (esquerda) e em areia (direita) [23].

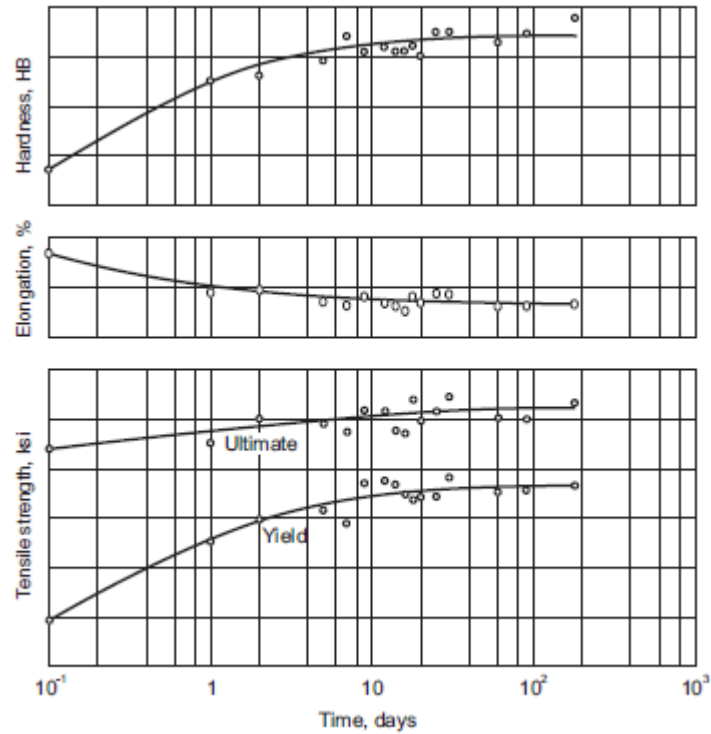


Figura 15: Evolução das propriedades mecânicas (tensão de rotura, tensão limite elástico, extensão após rotura e dureza) para a liga 295.0-T4, vazamento em moldação permanente [23].

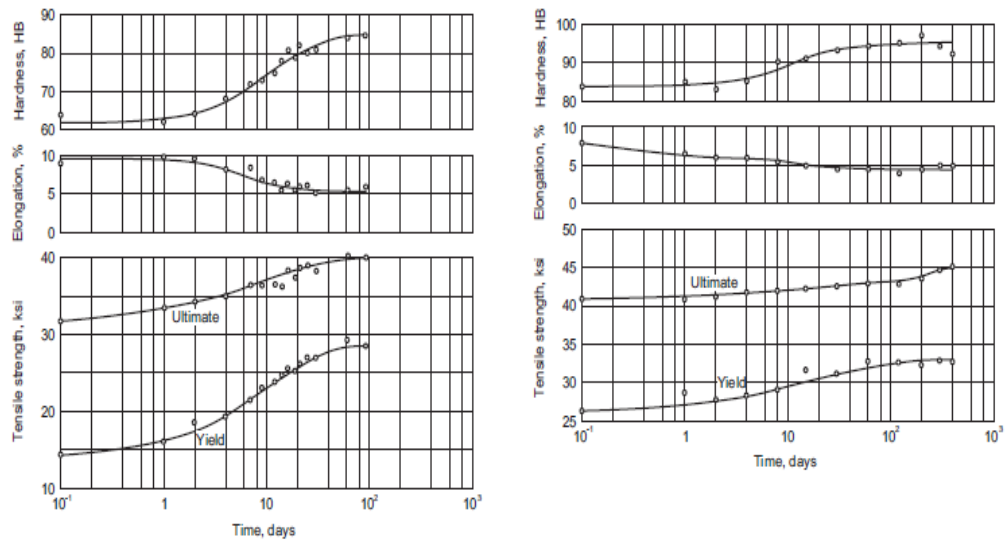


Figura 16: Evolução das propriedades mecânicas (tensão de rotura, tensão limite elástico, extensão após rotura e dureza) para a liga 295.0 na condição T4 (esquerda) em vazamento em areia e na condição T6 (direita) vazamento em moldação permanente [23].

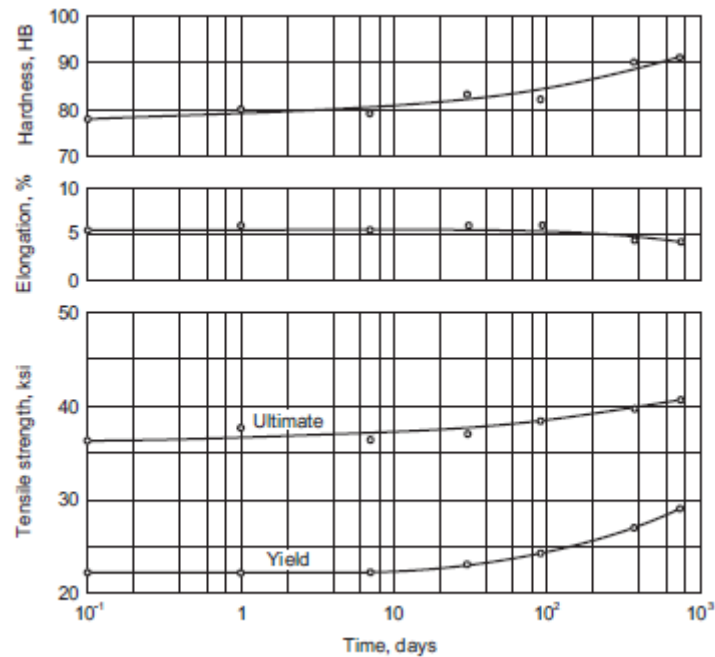


Figura 17: Evolução das propriedades mecânicas (tensão de rotura, tensão limite elástico, extensão após rotura e dureza) para a liga 295.0 T6, em vazamento em areia [23].

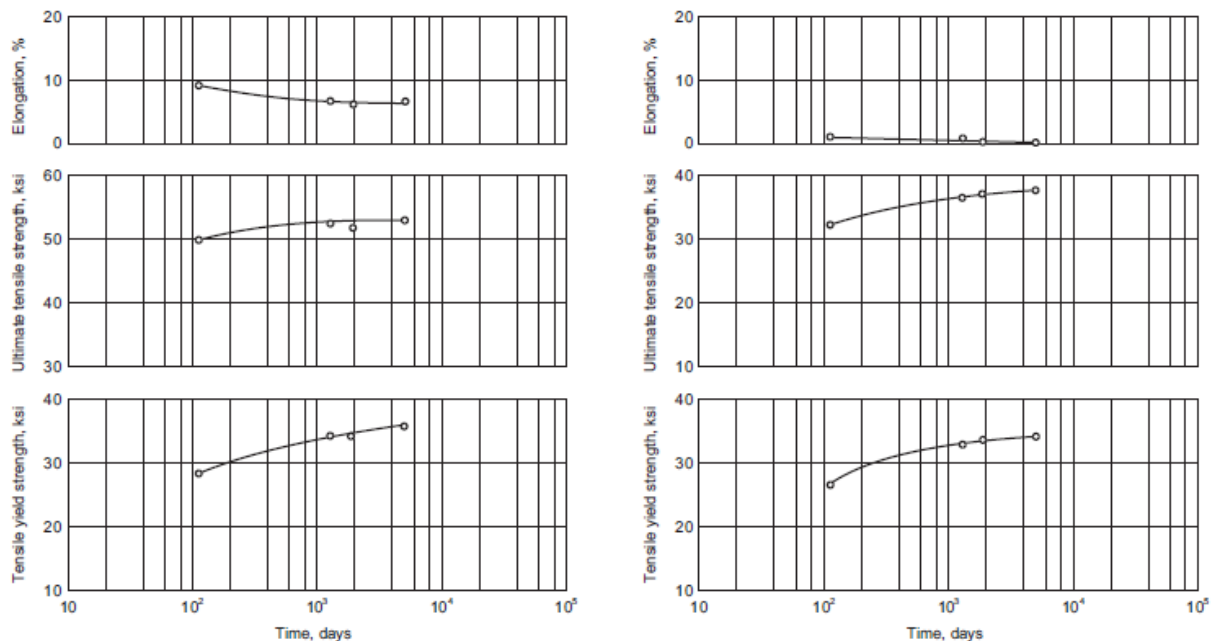


Figura 18: Evolução das propriedades mecânicas (tensão de rotura, tensão limite elástico e extensão após rotura) da liga 296.0-T6 durante o envelhecimento, a esquerda em vazamento moldação permanente e a direita em vazamento em areia [23].

Da observação destes gráficos podem retirar-se as conclusões: o envelhecimento natural aumenta todas as propriedades mecânicas com a exceção da ductilidade; o tratamento que consegue as melhores propriedades mecânicas é a condição T6, mas ao mesmo tempo é o que origina a pior ductilidade.

Em seguida são mostrados mais alguns gráficos (figuras 19 a 23) com as características de envelhecimento artificial de algumas ligas de alumínio cobre, nas quais as conclusões que se podem retirar são basicamente as mesmas que foram observadas nas figuras analisadas no parágrafo anterior.

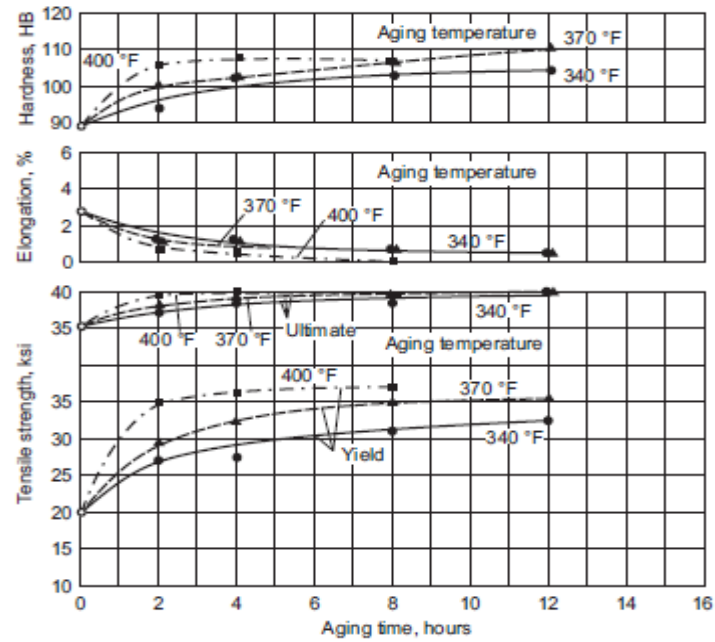


Figura 19: Evolução das propriedades mecânicas (tensão de rotura, tensão limite elástico, extensão após rotura e dureza) da liga 242.0-F, com o tempo de envelhecimento artificial e vazamento em moldação permanente [23].

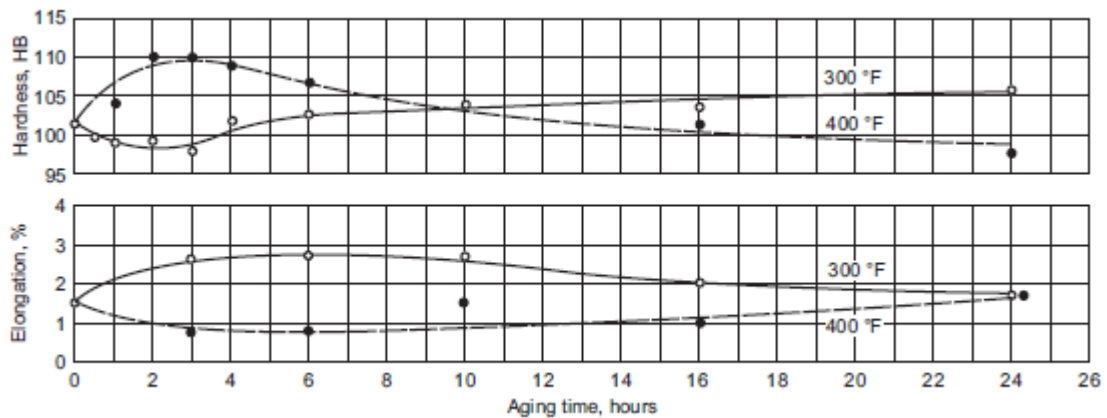


Figura 20: Evolução das propriedades mecânicas (extensão após rotura e dureza) da liga 242.0-F, com o tempo de envelhecimento artificial e vazamento em moldação permanente [23].

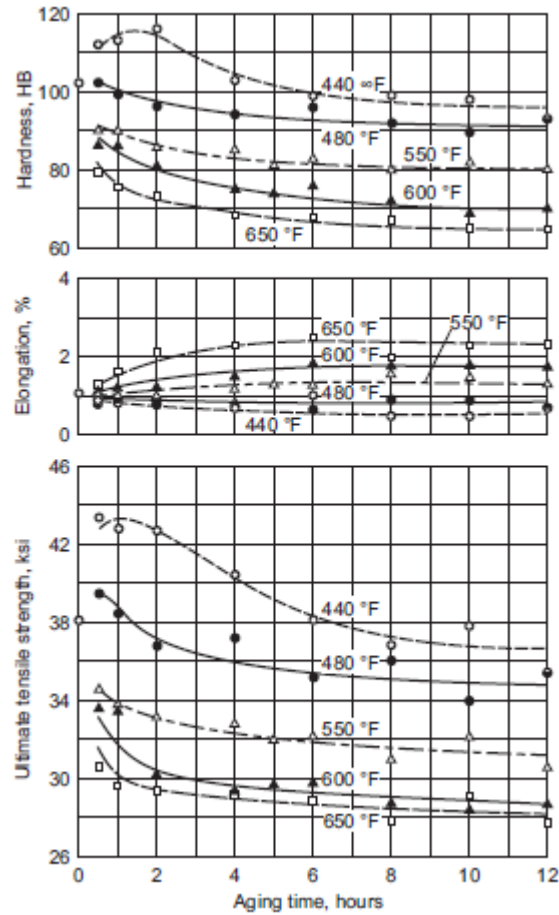


Figura 21: Evolução das propriedades mecânicas (tensão de rotura, extensão após rotura e dureza) da liga 242.0-T4, em vazamento em areia e com arrefecimento ao ar [23].

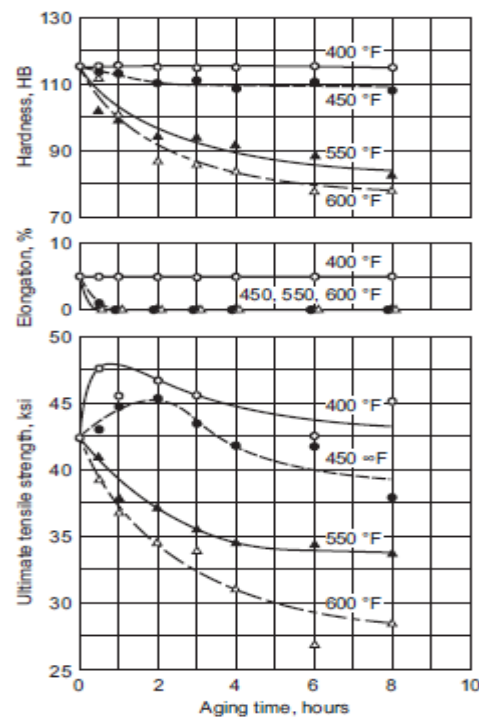


Figura 22: Evolução das propriedades mecânicas (tensão de rotura, extensão após rotura e dureza) da liga 242.0-T4, em vazamento em areia e temperada em água quente [23].

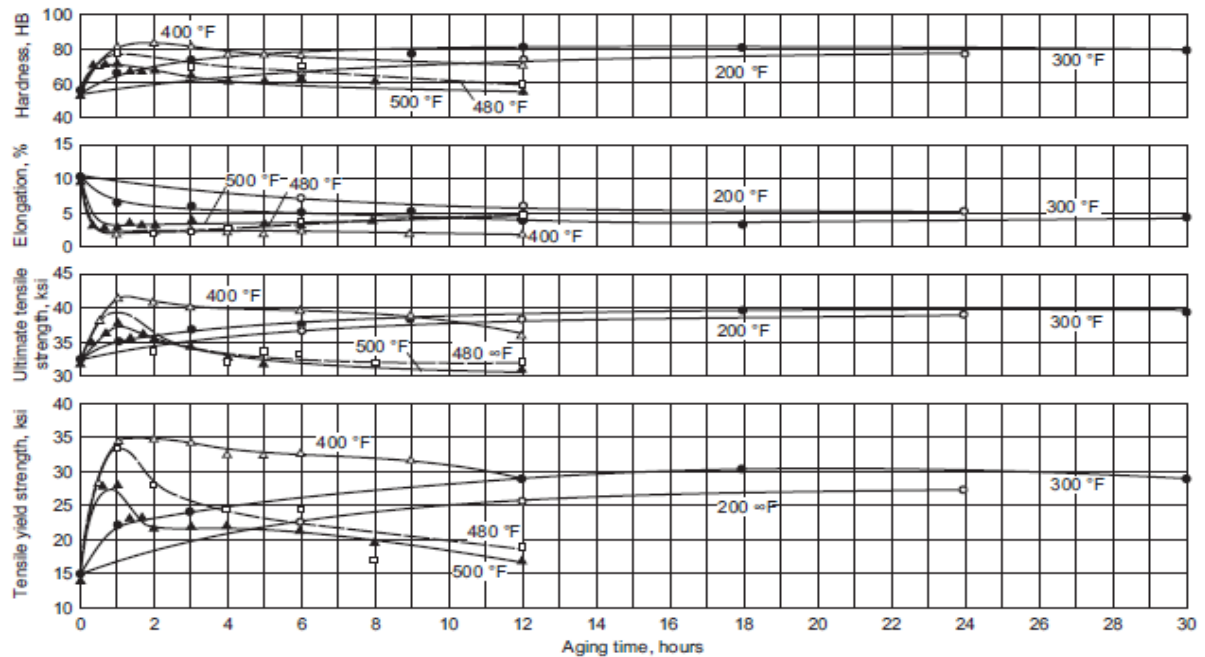


Figura 23: Evolução das propriedades mecânicas (tensão limite elástico, tensão de rotura, extensão após rotura e dureza) em função do tempo de envelhecimento artificial da liga 295.0-T4, em vazamento em areia [23].

2.6.2 Endurecimento estrutural de ligas AlSiMg, AlSiCu e AlSiCuMg

2.6.2.1 Peças fundidas em areia e em coquilha

As propriedades mecânicas das ligas de fundição de Al-Si-Cu-Mg dependem principalmente da composição da liga e dos parâmetros do processo de fundição. A *Aluminum Association* padronizou as definições e nomenclatura para os diferentes tratamentos térmicos. Um tratamento térmico típico aplicado à fundição, com vazamento em areia e em coquilha às ligas de Al-Si-Cu-Mg é o tratamento T6, que envolve as seguintes fases:

- Tratamento de solubilização a uma temperatura relativamente elevada para dissolver as partículas de Cu e Mg formadas durante a solidificação para atingir uma concentração elevada e homogênea dos elementos de liga em solução sólida.
- Têmpera em água, geralmente até à temperatura ambiente, para se obter uma solução supersaturada de átomos de soluto entre interstícios.
- Endurecimento por envelhecimento, para se efetuar a precipitação a partir da solução sobressaturada sólida, quer à temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou a uma temperatura elevada (envelhecimento artificial).

Na condição de bruto de vazamento, o Al contém fases que se podem formar durante a solidificação, sendo estas, Mg_2Si e π -Fe. As concentrações de Mg e Fe na liga e a taxa de solidificação determinam as frações de β -Fe e π -Fe, bem como a concentração de Mg em solução sólida. Admitindo que o nível de magnésio não tem influência significativa sobre a fração de volumica das fases formadas pela liga Al-Si-Mg com 0,12% de Fe, a fase π -Fe é a fase dominante, com 1% do volume total, enquanto a fase β -Fe representa uns 0,1% do volume total. A fração da fase de Mg_2Si aumenta com o teor de Mg a partir de perto de zero para 0,3% do peso total ou de 0,2% para 0,7% do peso total.

No que concerne, à condição de tratamento, a dissolução da fase Mg_2Si é um processo rápido a alta temperatura, o tratamento de solubilização pode ser utilizado e a taxa de difusão do

magnésio no alumínio é elevada. O tratamento térmico da liga A356 e da liga A357 a uma temperatura de 540°C, revelou uma dissolução da fase Mg_2Si na liga A356 após 2-4 minutos e a homogeneização é atingida ao fim de 8 a 15 minutos [27]. Para a liga A357 a dissolução e a homogeneização demoram cerca de 50 minutos a ficarem completas. De acordo com estes autores (Emma Sjölander et al), o maior tempo de solubilização necessário para a liga A357 é devido à concentração mais elevada de magnésio e à microestrutura mais grosseira. Outras pesquisas revelam um resultado semelhante [27].

Vários estudos sobre a transformação π -Fe durante o tratamento de solubilização concluíram que a capacidade de transformação da fase π -Fe em β -Fe e Mg em solução sólida depende da concentração de Mg na liga. Se a concentração de Mg for mais baixa que 0,3-0,4%, a transformação é rápida. Por outro lado, se a concentração for mais elevada que 0,6-0,7% não ocorrerá nenhuma transformação e o processo pode ser mesmo invertido. Como resultado, um nível de Mg acima de cerca de 0,5% do peso não provoca uma melhoria em relação a um tratamento térmico T6 com solubilização a cerca de 540°C [27].

Na condição de bruto de vazamento a fase Al_2Cu pode estar presente em diferentes formas, como compacto, do tipo de bloco de fase Al_2Cu ou como fase eutética de Al_2Cu , ou ainda numa mistura de ambos os tipos, como se mostra na figura 24. A fase Al_2Cu nucleia-se em β -Fe entre partículas grosseiras ou em partículas de Si eutéticas durante um último estágio de solidificação. Uma taxa de solidificação elevada promove a formação da fase Al_2Cu eutética, enquanto o Sr aumenta a fração de modificação da fase Al_2Cu em blocos [27]. Pode-se observar estes aspetos na figura 25.

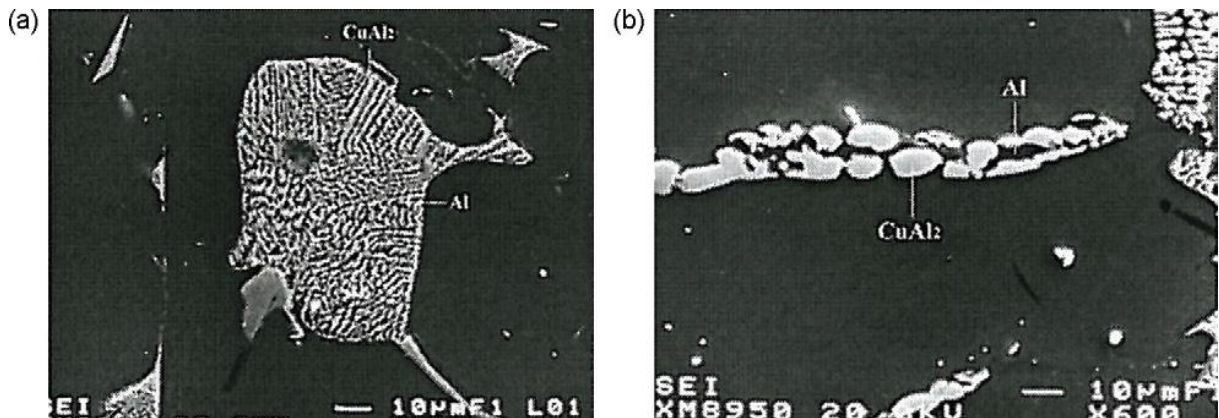


Figura 24: a) fase eutética de Al_2Cu e b) blocos de Al_2Cu [27].

O Al_2Cu dissolve-se por fragmentação em segmentos menores que esferoidizam e finalmente dissolvem-se por difusão radial do Cu na matriz circundante, ver figura 25. A fase Al_2Cu em blocos é mais difícil de dissolver que a fase Al_2Cu eutética. A primeira não se fragmenta, mas dissolve-se por esferoidização e difusão, o que leva um tempo de tratamento mais longo. A concentração de alumínio e de cobre nas partículas Al_2Cu é constante durante o processo de dissolução e difunde cobre a partir da camada exterior das partículas de Al_2Cu na matriz. A dissolução da fase Al_2Cu demora várias horas, devido à baixa taxa de difusão de Cu no Al e à baixa temperatura de tratamento térmico. Como exemplo, o tratamento de 515°C durante 8h ou a 505°C durante 24h foi suficiente para dissolver cerca de 75% da fase Al_2Cu na liga 319.2 com 22µm de comprimento.

A fase β -Fe transforma-se na fase AlFe_7Cu_2 durante o tratamento de solubilização quando a liga tem uma elevada concentração de Cu. Isto significa que o Cu em solução sólida é perdido para a fase AlFe_7Cu_2 . Uma fase AlFeSiCu também pode ser encontrada, após o tratamento. Tem a forma de agulhas finas longas e pode ser um passo intermédio entre a transição de β -Fe em AlFe_7Cu_2 .

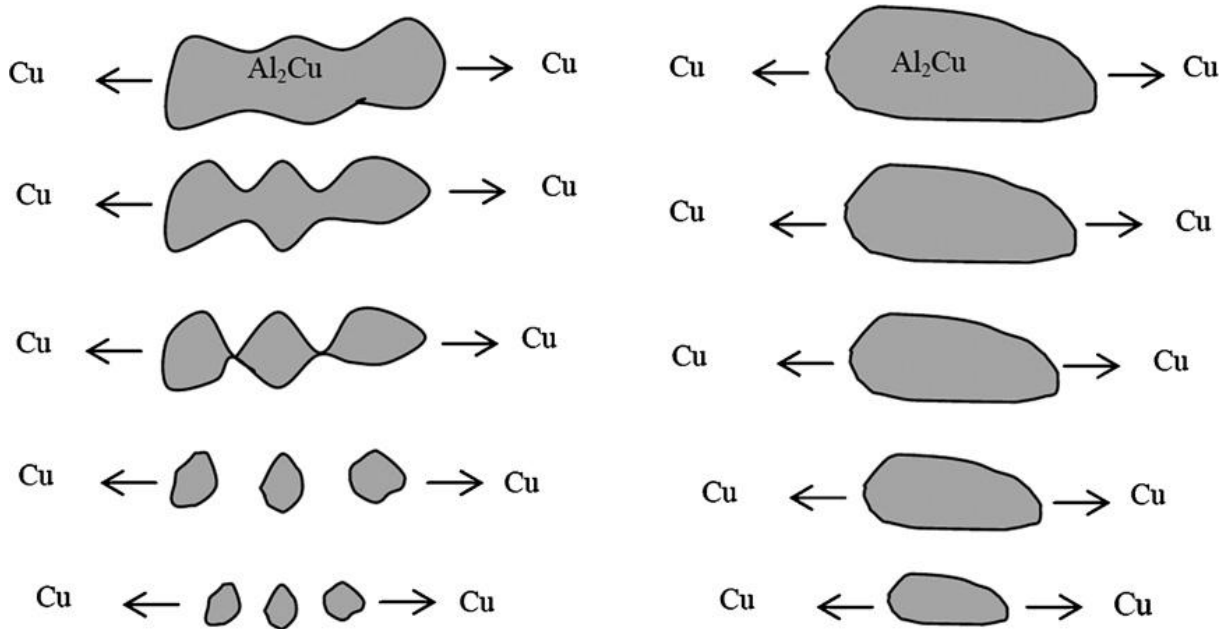


Figura 25: Processo de dissolução: à esquerda fase eutética Al_2Cu e à direita blocos de partículas de Al_2Cu [28].

Na condição de bruto de vazamento, a influência do Mg numa liga 319 leva à segregação de Cu ao longo do Si eutético, resultando na formação de blocos de fase Al_2Cu e da fase $\text{Q-Al}_5\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Cu}_2$ crescente a partir dos blocos da fase Al_2Cu durante a última fase de solidificação. A aspereza da fase Q aumenta com o crescente nível de magnésio. A fase inicial β -Fe transforma-se em π -Fe, com 0,35% em peso. A adição de Mg provoca o aumento de tamanho e volume da fase π -Fe que aumenta com o aumento de Mg. A fase Mg_2Si precipita como pequenos pontos sobre partículas de Si para os níveis de Mg abaixo de 0,5% em peso. As ligas com um baixo nível de Cu, comportam-se como ligas Al-Si-Mg e a fase Mg_2Si e a π -Fe são formadas com vestígios da fase Q e da fase Al_2Cu . Se o cobre e o magnésio são aumentados na sua percentagem até 1,4%, as fases Mg_2Si e a π -Fe são ainda as principais fases, apesar da quantidade e do aumento da fase Q e da Al_2Cu [27].

Na condição de tratado termicamente, a composição da liga e a temperatura de tratamento de solubilização determinam quais as fases que se irão dissolver durante a execução do tratamento. A fase Q pode, por exemplo, ser estável, crescer ou dissolver durante o tratamento, dependendo da composição da liga e da temperatura, à qual o tratamento foi efetuado. Com taxas elevadas de cobre (3,5 a 4,0%) e diferentes proporções de magnésio, verifica-se que a fração da área da fase Q não se alterou ao longo do tratamento, indicando que a fase é estável ou dissolve-se lentamente. Já com baixos teores de cobre, tipicamente de 1,4% para baixo e Mg elevadas (1,3%) verifica-se a substituição da fase Mg_2Si pela fase Q. Em alguns dos exemplos que vão ser mostrados a seguir, para tratamentos a 490°C, a fase Q só se dissolve quando a temperatura é aumentada para tratamentos a partir 530°C. A conclusão que se pode tirar é que a dissolução e formação de fases durante o tratamento de solubilização são bem previstas pelo diagrama de fases.

O tempo necessário para dissolução e homogeneização é mais curto para ligas Al-Si-Cu-Mg do que para as ligas correspondentes sem Mg. Segundo este estudo é necessário obter uma maior e uniforme concentração de Cu na matriz da liga Al-7Si-3.5Cu, sendo necessárias 4h para a completa dissolução de magnésio na liga [27].

O envelhecimento pode ser efetuado à temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou a uma temperatura elevada, tipicamente na gama de 150 a 250°C (envelhecimento artificial). Exemplo destes tratamentos pode-se observar nas figuras 26, 27 e 28.

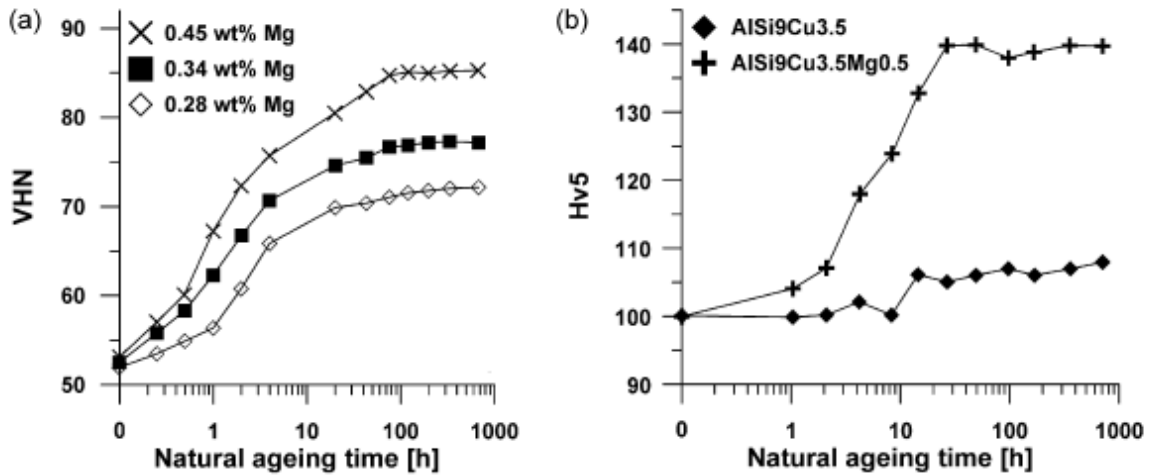


Figura 26: Envelhecimento natural. a) liga A356 e b) duas ligas Al-Si-Cu com e sem magnésio [27].

Nestas figuras, a tensão limite elástica aumentou à medida que a concentração de magnésio na liga também aumentou, como se pode ver nas figuras 27 e 28. Este aumento da resistência é linear até uma concentração de magnésio de 0,6% de peso total. Enquanto que o aumento é grandemente reduzido para concentrações mais elevadas de magnésio. A fase π -Fe é estável com altas concentrações e não pode ser completamente dissolvida, durante o tratamento de solubilização. Isto significa que uma parte do magnésio vai ser absorvido pela fase π -Fe e não pode ser utilizado para endurecimento por precipitação, com uma concentração mais baixa.

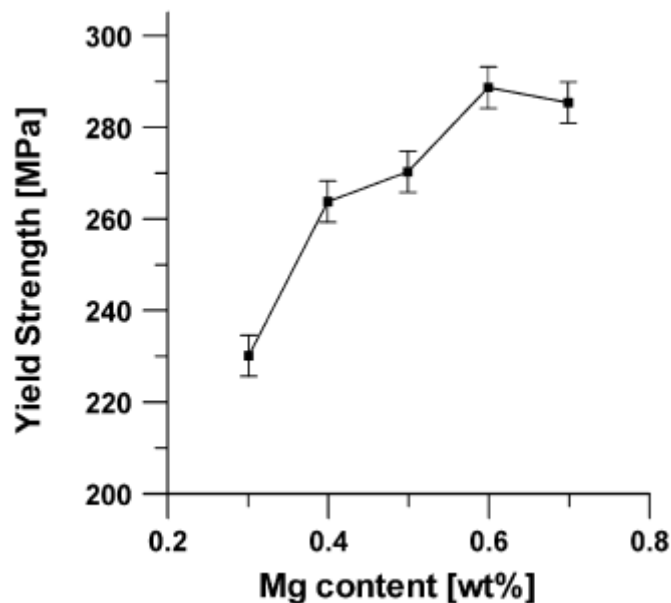


Figura 27: Tensão limite elástica versus concentração de magnésio na liga Al-7Si-Mg [27].

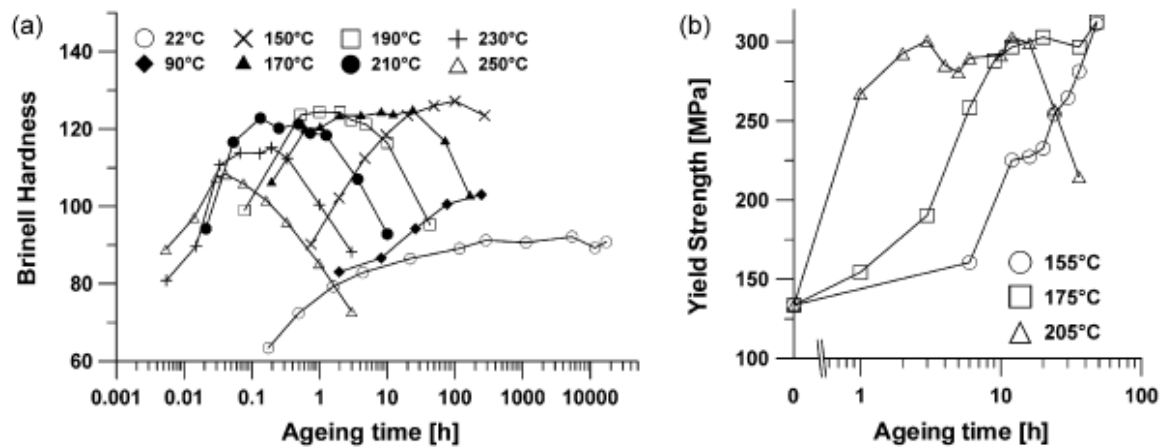


Figura 28: Curvas de envelhecimento artificial para a liga A357, a) dureza em função do tempo e b) tensão limite elástico em função do tempo [27].

Nas ligas Al-Si-Cu, as zonas GP consistem em concentrações localizadas de átomos de cobre, tendo diâmetros na ordem de 3 a 5 nm, para a temperatura ambiente. Quando esta temperatura é aumentada acima dos 100°C essas zonas GP começam a dissolver, sendo formadas em seu lugar as fases θ'' . A redução da resistência à tração deve-se a esta transformação. Após o envelhecimento prolongado a fase θ'' transforma-se numa fase metaestável θ' , a qual é particularmente coerente com a matriz. Finalmente a fase θ (Al_2Cu) de equilíbrio estável incoerente é formada [27].

Uma elevada concentração de deslocamentos é formada nas ligas Al-Si-Cu durante a têmpera, a partir da temperatura do tratamento térmico, devido as diferenças de expansão térmica da matriz $\alpha\text{-Al}$ e das partículas de silício. As zonas GP que se formam sobre as deslocamentos dissolvem-se imediatamente e mudam para a fase θ' . O cobre que deveria ter sido precipitado em finos e uniformes precipitados durante o envelhecimento está distribuído em fases θ' grosseiras nucleadas em deslocamentos, resultando numa menor resistência, só sendo observada a fase de precipitados em deslocamentos na condição de pico de envelhecimento.

O tempo necessário para se atingir o pico da dureza nestas ligas (AlSiCu) é superior ao das ligas Al-Si-Mg ou das Al-Si-Cu-Mg. Estas demoram a atingir a dureza máxima a 160°C 120h e a 200°C 15h [27]. Uma razão para esta dispersão é que o magnésio, mesmo em baixas concentrações, tem uma grande influência sobre a resposta ao endurecimento. Verifica-se também que a dureza é máxima com a menor temperatura do envelhecimento, ou seja, as ligas Al-Si-Cu são mais sensíveis à temperatura de envelhecimento do que as ligas de Al-Si-Mg. Pode-se ver estas mesmas conclusões na figura 29.

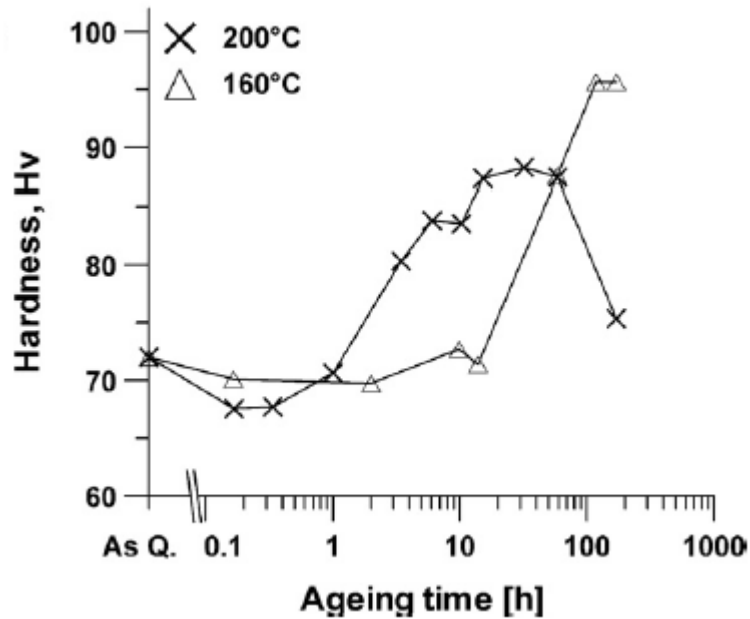


Figura 29: Dureza em função do tempo de envelhecimento para a liga Al-7Si-3Cu [27].

Finalmente nas ligas de Al-Si-Cu-Mg, as resistências obtidas são muito mais elevadas do que nas ligas ternárias. A adição de magnésio nas ligas de Al-Si-Cu provoca aumentos da resistência à tração desde 337MPa até 415MPa para o envelhecimento a 150°C, mas perde-se cerca de 1% de ductilidade. A capacidade de endurecimento, pode ser medida como uma diferença entra a resistência na condição de temperado e na condição de pico de envelhecimento, que aumenta de 170 a 210MPa com cerca de 0,4% de magnésio adicionado. Tal como nas ligas Al-Si-Cu, estas também perdem resistência no pico, quando as temperaturas de envelhecimento são aumentadas [27].

Muitos tipos de precipitados com combinações diferentes podem ser observados na condição de máxima dureza após envelhecimento nas ligas de Al-Si-Cu-Mg. Os tipos de precipitados que se formam dependem essencialmente da composição da liga, da história térmica da liga e do próprio envelhecimento artificial aplicado.

No estudo [29] verificou-se, que por exemplo, na liga A339, a história térmica é de suma importância sobre os precipitados formados durante o envelhecimento artificial. Durante um tratamento com a condição T5 observa-se a formação da fase S', enquanto numa condição de tratamento T6 forma-se uma fase β' . Por outro lado, o envelhecimento natural e o envelhecimento artificial têm influência sobre as diferentes fases formadas [27].

Torna-se evidente, com auxílio da figura 30, que o aumento da concentração de cobre na liga, aumenta a sua dureza e também se pode observar que neste caso para o aumento da temperatura de envelhecimento torna-se muito mais rápido atingir o pico de dureza.

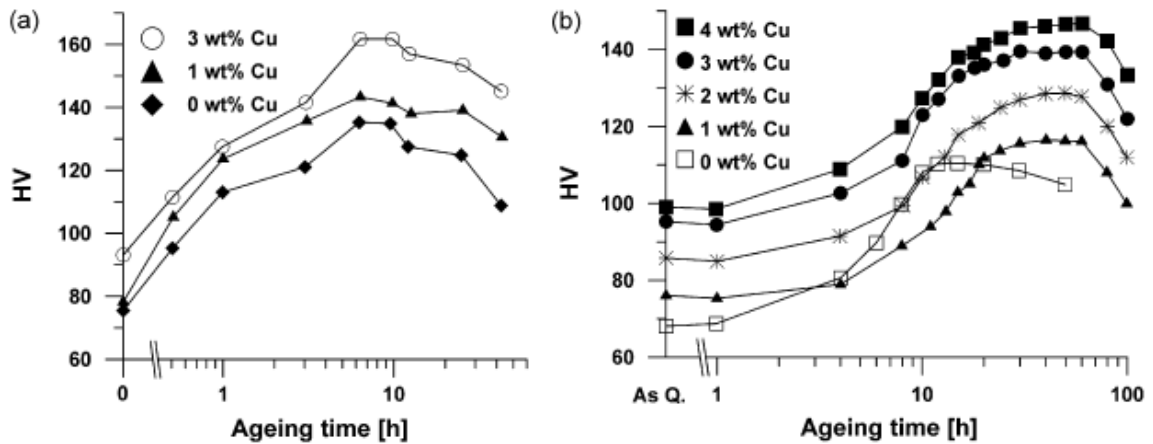


Figura 30: Dureza em função do tempo de envelhecimento artificial a) Al-7Si-0.45Mg-xCu a 175°C e b) Al-8Si-0.4Mg-xCu a 160°C [27].

Num outro exemplo, (figura 31) é de realçar, que numa liga com envelhecimento artificial antecedido ou não de algum tempo de envelhecimento natural, vai-se demorar o mesmo tempo e atingir as mesmas durezas máximas, só que como a que teve um envelhecimento natural prévio começa-se o tratamento com uma dureza superior face a que não teve previamente este tempo de envelhecimento.

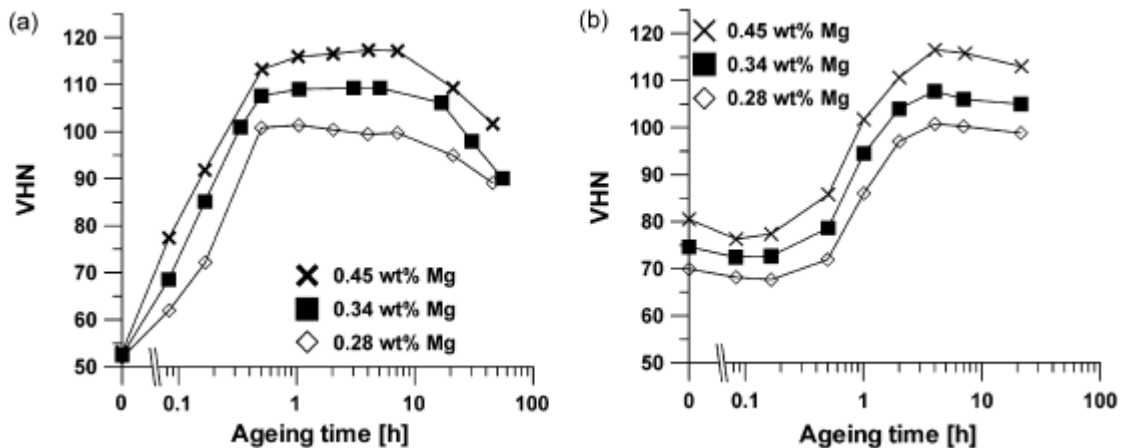


Figura 31: Dureza em função do tempo de envelhecimento artificial a 180°C da liga A356 a) com 0h de envelhecimento natural e b) 20 h de envelhecimento natural [27].

Já para a tensão limite elástico o envelhecimento natural prévio ao envelhecimento artificial traz vantagens evidentes, que se podem observar na figura 32.

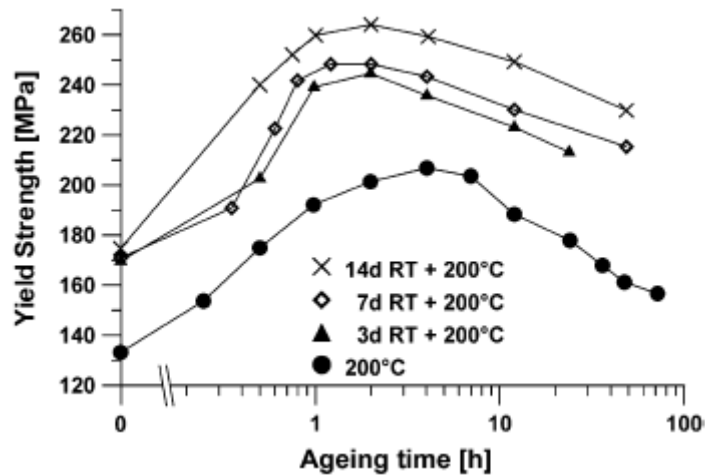


Figura 33: Aumento da tensão limite de elasticidade com a combinação de envelhecimento natural como artificial a 200°C da liga Al-9Si-3Cu-0.3Mg-0.5Zn-0.9Fe [27].

Noutro exemplo que se segue, foi estudado o efeito da adição 0,5% de magnésio a liga Al-9Si-3.5Cu. Obtêm-se os maiores valores de dureza (figura 33) em a) um envelhecimento natural, em b) um envelhecimento artificial executado a 160°C e em c) um envelhecimento natural à temperatura da ambiente durante 4h seguido de um envelhecimento artificial a 160°C, verificando-se neste caso que o envelhecimento em b) e em c) atingiram durezas similares e sensivelmente ao mesmo tempo em ambos os casos.

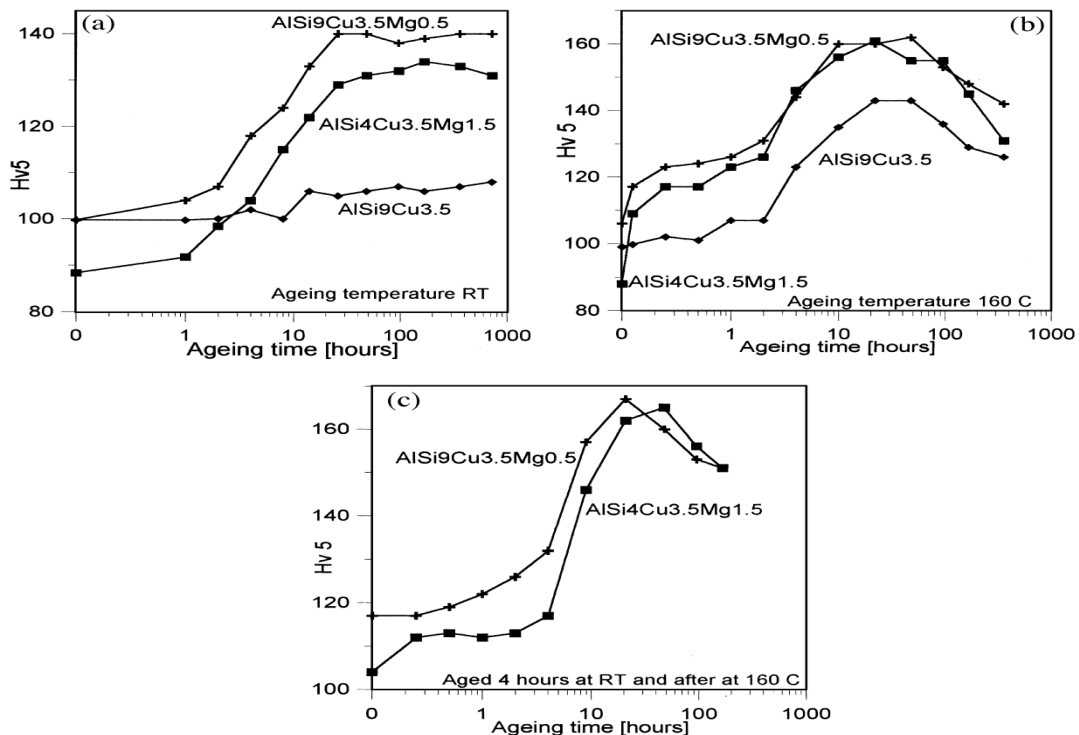


Figura 32: Variações da dureza em função do tempo de envelhecimento em três ligas AlSi9Cu3,5MgX com diferentes tipos de envelhecimento [30].

Num outro exemplo meramente ilustrativo, estuda-se o efeito da adição do cobre a uma liga de Al-Si-Mg, ao longo do tempo com envelhecimento a 160°C, verificando-se o mesmo tipo de resultados obtidos como em anteriores gráficos, sendo isto evidente na figura 34.

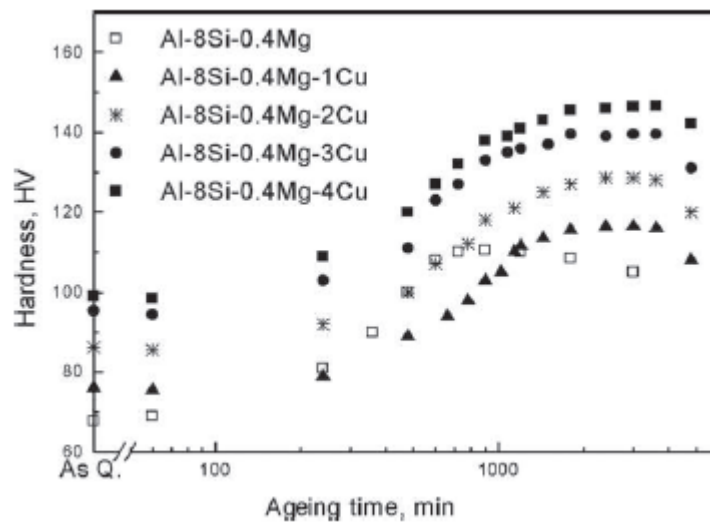


Figura 34: Dureza em função do tempo de envelhecimento a 160°C para várias ligas [31].

Finalmente para completar a informação, existem mais trabalhos que serviram para complementar a informação acima descrita, nos quais há mais curvas de envelhecimento para este conjunto de ligas com algumas variações da composição, mas que no fundo comprovam o que foi referido, sendo estes referidos na bibliografia [32] [33] [34].

2.6.3 Tratamentos térmicos de ligas utilizadas em fundição injetada

A fundição injetada (HPDC ou High Pressure Die Casting) é amplamente utilizada como um processo de baixo custo para produzir componentes em massa, que tenham tolerâncias dimensionais apertadas e superfícies lisas. A fundição injetada tem um peso de 50% em toda produção mundial, das ligas de alumínio fundidas e é uma tecnologia habitual para a produzir componentes para a indústria automóvel e outros componentes de consumo.

Duas características de suma importância no processo de fundição injetada são a extrema turbulência experimentada pelo metal durante o processo de injeção do mesmo para preencher a cavidade moldante a alta velocidade e a taxa muito rápida de solidificação do metal. Por estas razões, as peças fundidas geralmente contêm poros internos que surgem devido à presença de gases tais como o ar aprisionado, vapor, hidrogénio, ou vapores formados pela decomposição de produtos orgânicos dos lubrificantes. Durante o processo de solidificação a peça contrai e assim também se geram mais defeitos planares, que geram ainda mais porosidades. A quantidade de gás no interior de peças fundidas, por fundição injetada varia de acordo com a complexidade da peça e a eficiência de ventilação, entre outros fatores.

A presença de porosidades em peças fundidas é normalmente aceite, mas a presença destas fases gasosas sob alta pressão tem a desvantagem de que os componentes produzidos convencionalmente por fundição injetada não podem ser posteriormente homogeneizados [35] [36]. Isto acontece porque os gases aprisionados expandem-se, resultando na formação de bolhas de superfície inaceitáveis e numa instabilidade dimensional e a pressão no interior dos poros faz com que a superfície do componente comece a deformar plasticamente a elevadas temperaturas.

As duas principais ligas utilizadas na fundição injetada são as AA360 e AA380 (tabela 8). Estas ligas são baseadas no sistema Al-Si e têm microestruturas contendo grãos primários de α -Al numa matriz que consiste principalmente em placas de Al-Si eutético. Ambas têm potencial para o endurecimento por tratamento térmico, por envelhecimento, porque contêm cobre e magnésio como elementos de liga. Na liga AA360, o nível de cobre é baixo, embora haja uma exigência para 0,45 a 0,6% de magnésio. A liga AA380 tem um teor relativamente elevado de cobre, que deve promover uma boa resposta ao endurecimento. Neste caso, o magnésio é apenas uma impureza. A liga AA380 também permite a presença de zinco até 3% para melhorar a maquinabilidade, mas o elemento é irrelevante para promover a precipitação na ausência de níveis mais elevados de magnésio.

Tabela 8: Composição química das ligas AA360 e AA380 [37].

Componentes da liga (em percentagem)	AA 360	AA 380
Si	9 até 10	7,5 até 9,5
Fe	Máximo de 2	Máximo de 2
Cu	Máximo de 0,6	3,0 até 4,0
Mn	Máximo de 0,35	Máximo de 0,5
Mg	0,4 até 0,6	Máximo de 0,1
Ni	Máximo de 0,5	Máximo de 0,5
Zn	Máximo de 0,5	Máximo de 3,0
Sn	Máximo de 0,15	Máximo de 0,35
Outros elementos (total)	Máximo de 0,25	Máximo de 0,5

O tratamento de homogeneização de outras ligas de Al-Si utilizadas em fundição injetada sensíveis ao tratamento térmico foi também estudado [38]. Embora seja comum na prática, o tratamento decorrer durante 16 horas para atingir a homogeneização dentro dos grãos de alumínio e a esferoidização nas plaquetas de silício, a utilização de tempos muito mais curtos também tem sido estudada [39]. Estes estudos indicam que em certas ligas a esferoidização completa do silício eutético demora menos de 10 minutos a uma temperatura de 540°C [38]. Mostrou-se que a esferoidização das ligas de Al-Si-Mg ocorre efetivamente quando a liga atinge a temperatura de tratamento e que as propriedades mecânicas são melhoradas por tratamento térmico subsequente, o que implica que uma homogeneização significativa tinha ocorrido [40]. Para além desse facto, também já foi demonstrado que 15 minutos ou menos, são suficientes para promover a dissolução do Mg contendo fases e facilitam a homogeneização significativa nas ligas de fundição. No entanto, vale a pena considerar que a homogeneização de ligas de alumínio fundido contendo cobre é normalmente um processo mais lento que parece ser ditada pela morfologia da microestrutura. Observa-se que, uma homogeneização completa de ligas de alumínio contendo cobre pode demorar 40 horas ou até mais [41], embora a maioria das ligas de alumínio de fundição tenha tempos de tratamento inferiores a 12h, por norma. Em ligas de alumínio que contenham cobre, também tem sido mostrado que o tempo de dissolução está relacionado principalmente com o tamanho das

partículas primárias de soluto no interior da liga, por conseguinte, o número de fontes de difusão, aumentam à medida que o tamanho de partículas de cobre diminui [42].

2.6.3.1 Envelhecimento nas ligas utilizadas em fundição injetada

Segundo estes autores, R. N. Lumley et al [37], executou-se uma comparação, como mostra a figura 35 de uma da amostra liga 360 com composição Al-9Si-0.7Fe-0.6Mg-0.3Cu-0.3Mn-0.2Zn, com uma amostra em bruto de vazamento e outras que foram tratadas termicamente usando os tratamentos térmicos que estão indicados nas imagens, produzidas com uma velocidade de injeção de 26m/s. A figura 35 mostra essa amostra no estado de bruto de vazamento, destacando-se um resultado inaceitável, de um tratamento convencional, ou seja, o tratamento prolongado de solubilização de 16 horas a 545°C, porque este tratamento resultou em bolhas superficiais e grave descoloração. Para além disso, a amostra tornou-se dimensionalmente instável, resultando na expansão em direções radiais e longitudinais. Já examinando progressivamente as amostras desde a c) até a i) representadas na figura 35, verifica-se que apareceram bolhas em c) que diminuem significativamente quando o tempo de solubilização foi reduzido para 15 minutos, e, em seguida, este efeito é mais notório, com a diminuição da temperatura. A 525°C e abaixo desta temperatura as bolhas e alterações dimensionais foram eliminadas nas amostras aquecidas durante um tempo padrão de 15 minutos. A figura 36, mostra as microestruturas equivalentes subsuperficiais correspondentes às condições mostradas na figura 35 é evidente que a presença (ou a sua ausência) de porosidades provocadas pela expansão de gases, corresponde de perto ao aspeto da superfície das amostras, ou seja, a expansão de gases provoca variações dimensionais nas peças. Exames ao tratamento efetuado, revelaram que várias vezes, foram observadas bolhas após 20 minutos de tempo de tratamento para temperaturas perto de 500°C [37].

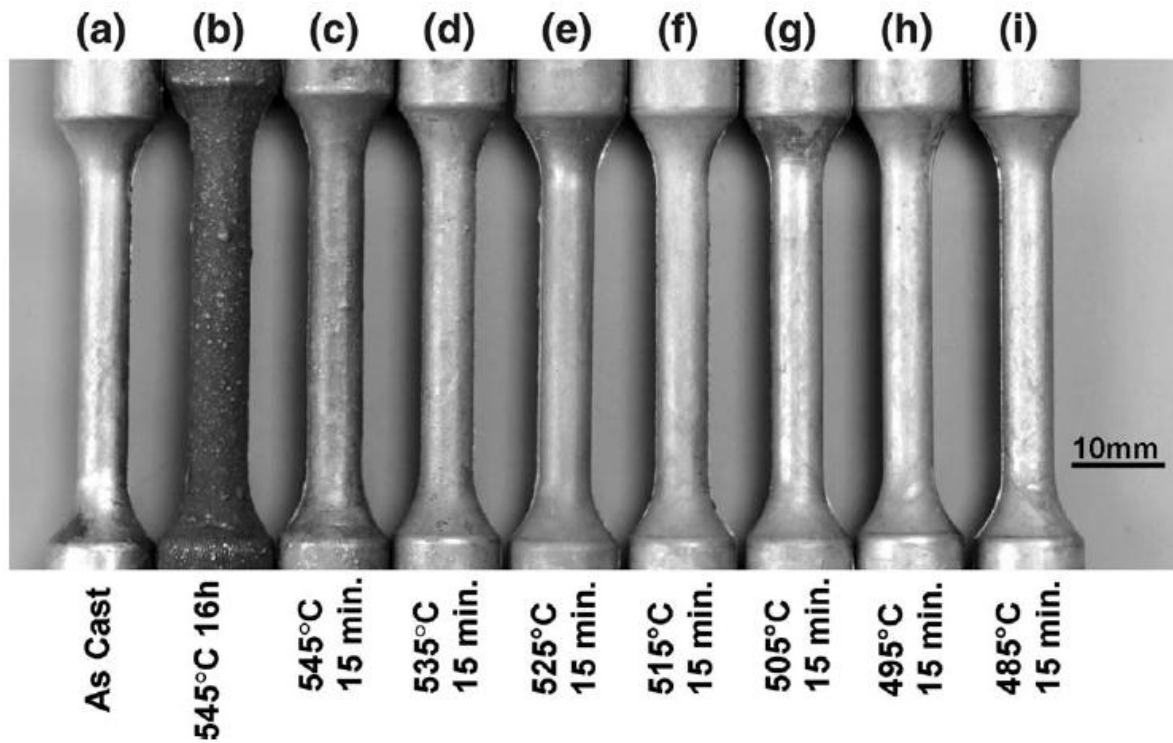


Figura 35: Aspecto de superfície da liga 360 para diferentes amostras com os respectivos tratamentos térmicos, com uma velocidade de injeção de 26m/s [37].

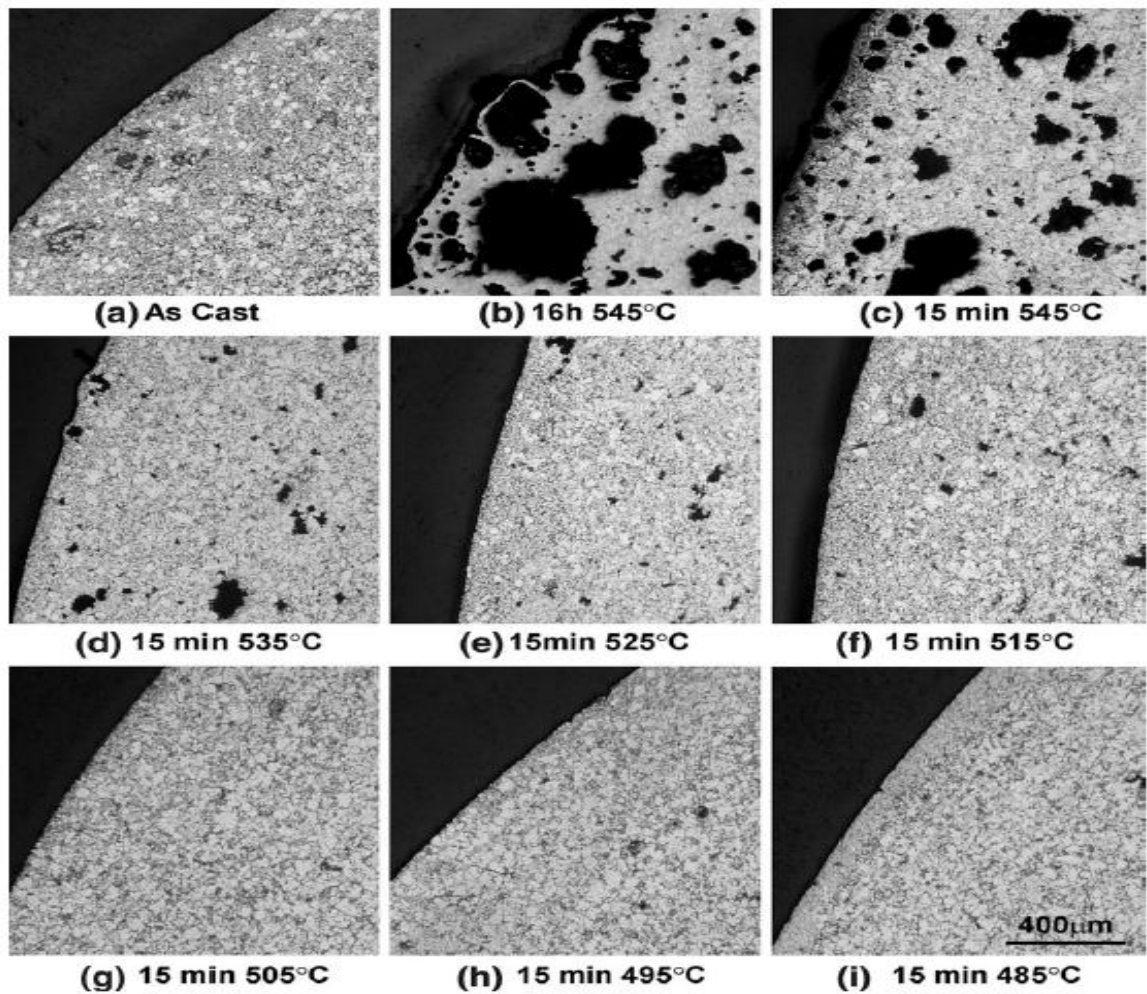


Figura 36: Microestruturas da liga 360 para diferentes condições de tratamento [37].

Observando as amostras da liga 360, verifica-se que é possível fazer uma homogeneização nesta liga de fundição injetada, por períodos curtos a temperaturas de cerca de 500°C sem que ocorra a formação de bolhas, afigurando-se a possibilidade de que pelo menos um tratamento de solubilização parcial da liga possa ser conseguido, o que deve então facilitar alguma resposta ao endurecimento por precipitação. Por conseguinte, as amostras da liga foram aquecidas a temperaturas que variam de 485°C a 545°C durante 15 minutos, temperadas em água fria, e, subsequentemente, envelhecidas durante diferentes tempos a 180°C para em seguida se medir a sua dureza [37]. Como se evidencia na figura 37, verificou-se que os níveis de endurecimento após têmpera e envelhecimento foram para todas as amostras relativamente elevadas, apesar da combinação de baixa temperatura e de tempo de tratamento de solubilização. Na maioria dos casos, as respostas eram próximas ao alcançado por um tratamento convencional, na condição T6. Os tempos para atingir a dureza máxima (150 HV) foram na ordem das 2 a 3 horas [37].

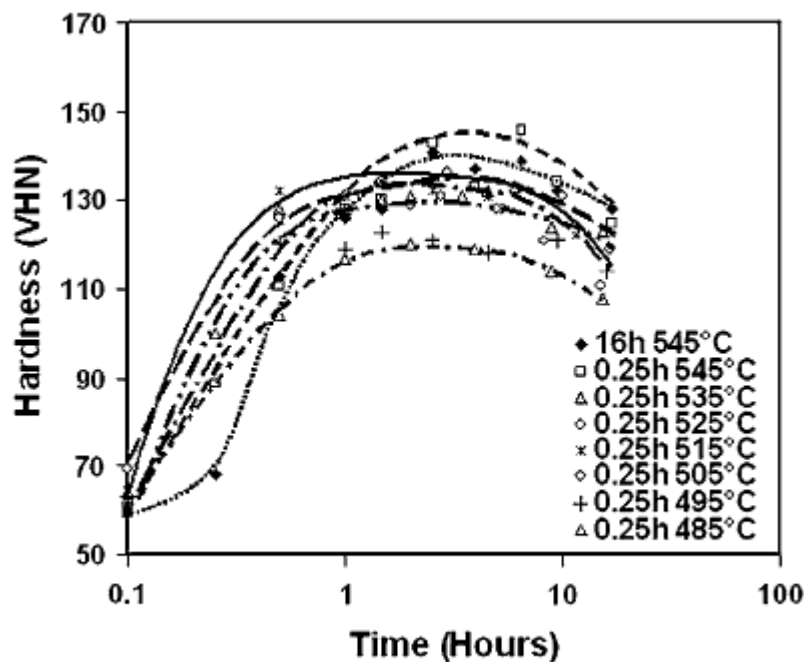


Figura 37: Curvas de endurecimento da liga 360 a 180°C para diferentes tempos de tratamento de solubilização [37].

Algumas amostras cilíndricas para ensaios de tração foram preparadas para três velocidades diferentes de injeção. Propriedades para a condição de bruto de vazamento foram comparadas com as propriedades obtidas após tratamento de homogeneização durante 15 minutos a 515°C ou 525°C, seguidas por uma têmpera e envelhecimento à temperatura ambiente ou a 180°C. Os resultados são mostrados na tabela 9 indicando aumentos de 80% para a tensão limite de elasticidade e 20% a 30% na resistência à tração. Em cada caso da condição T6, as propriedades de resistência e ductilidade aumentam com a velocidade de injeção. Para as amostras tratadas com a condição T4, a tensão limite de elasticidade e a resistência à tração pouco mudaram, em comparação com a condição de bruto de vazamento, enquanto a ductilidade aumentou entre 3,5% a 6%. A figura 38 serve como exemplo para demonstrar o enunciado anteriormente. Mais notável ainda, é o facto da taxa de endurecimento tratada na condição T4 ser reduzida quando comparada com a condição de bruto de vazamento.

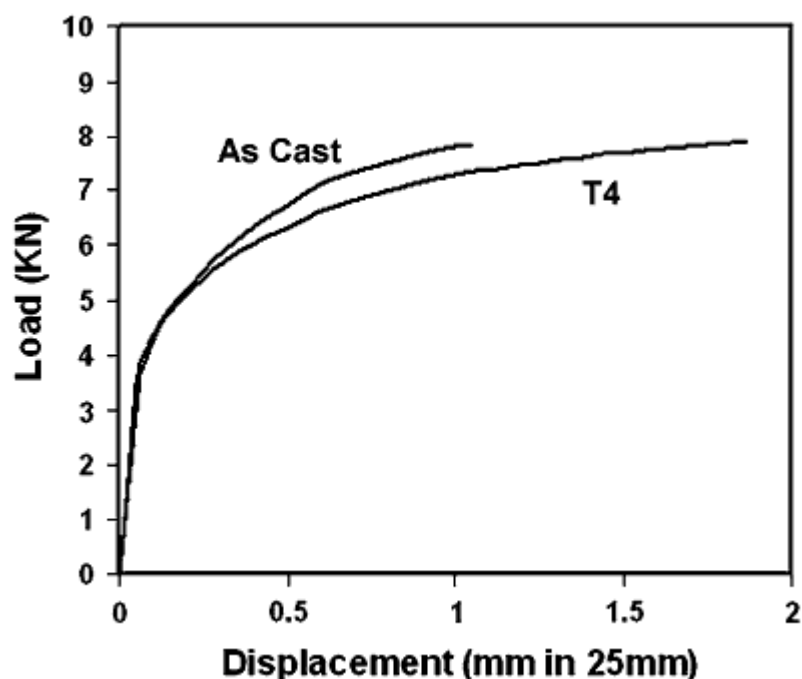


Figura 38: Comparação das curvas de tração da liga 360, na condição de bruto de vazamento e na condição de tratamento T4, apresentando a mesma tensão limite elástico [37].

Tabela 9: Condições do tratamento térmico e propriedades de obtidas para a liga 360 [37].

Técnica de fundição	Têmpera após a fundição (S/N)	Tratamento de homogeneização	Envelhecimento	Tensão limite de elasticidade (MPa)	Tensão de ruptura (MPa)	Ductilidade (%)
Injetada 26m/s	N	NA	NA	162	253	2
	N	515°C, 15 min	T6: 180°C 2h	302	326	1
	S	515°C, 15 min	T6: 180°C 2h	296	311	1
	S	525°C, 15 min	T6: 180°C 2h	296	308	1
Injetada 82m/s	S	NA	NA	178	310	3.5
	S	525°C, 15 min	T6: 180°C 2h	320	373	2.5
	S	515°C, 15 min	T4 (2 semanas a 25°C)	180	310	6
Injetada 123m/s	N	515°C, 15 min	T6: 180°C 2h	333	404	3

Para a liga 380 com a seguinte composição química Al-8.8Si-0.86Fe-3Cu-0.22Mn-0.22Mg-0.59Zn e <0.2 de outros elementos foram feitos provetes similares, [37]. Nestes provetes realizados para posteriores ensaios de tração, foi realizado um tratamento de homogeneização durante 15 minutos a temperaturas compreendidas entre os 440°C a 530°C, arrefecidas em água, com posterior envelhecimento a 150°C. Os acabamentos superficiais destas amostras são mostrados na figura 39. Para o tratamento efetuado a 530°C, a amostras estão gravemente deformadas e as bolhas superficiais estão bem visíveis, mesmo a 510°C e 500°C ainda são visíveis algumas bolhas, mas a 490°C e a temperaturas inferiores a esta, já não são visíveis

bolhas. O efeito de diferentes tempos de exposição a 490°C também foi estudado e verificou-se que a formação de bolhas começa a ocorrer a partir dos 20 minutos de tratamento, como se pode observar a partir da figura 40. Curvas de dureza ao longo do tempo com tratamentos de homogeneização, com duração de 15 minutos a temperaturas compreendidas entre 440°C e 530°C, seguidas por têmpera em água a temperatura e envelhecimento a 150°C para a liga 380, apresentam-se na figura 41.

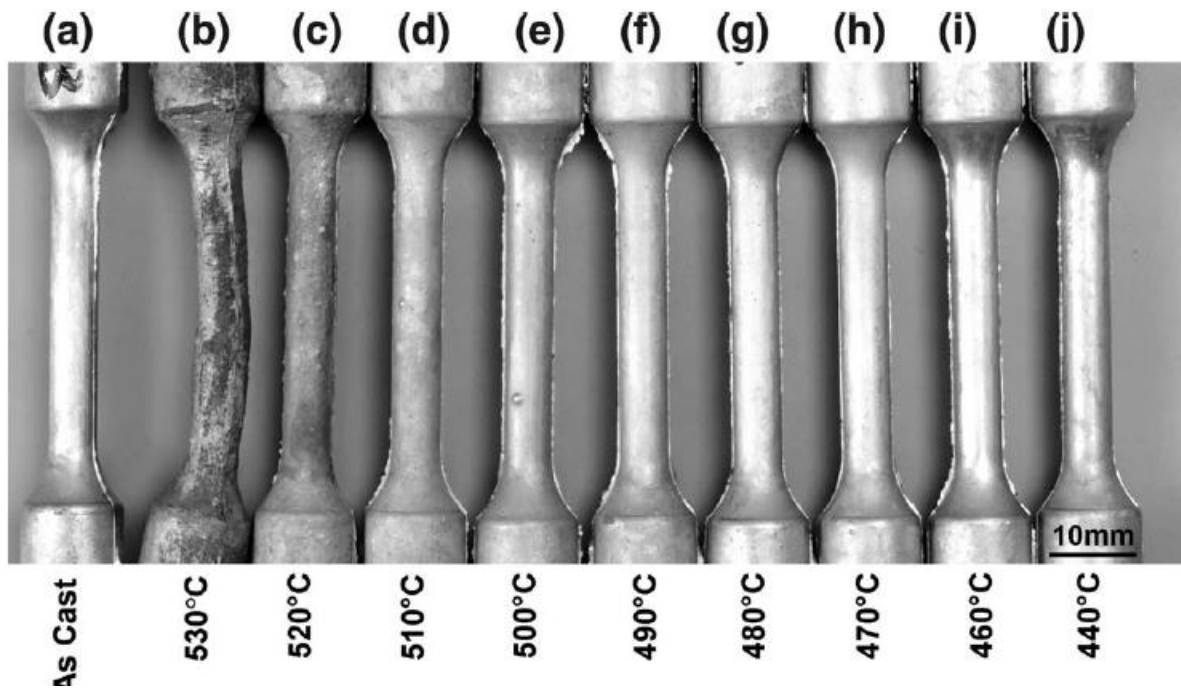


Figura 39: Amostras da liga 380, com um tratamento de 15 min a cada temperatura. A velocidade de injeção foi de 26m/s [37].

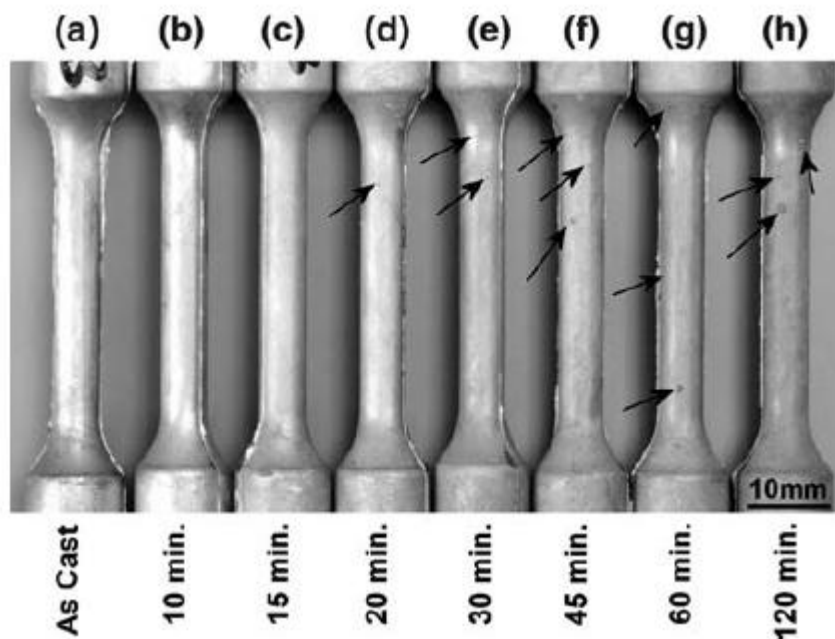


Figura 40: Aspeto superficial de vários provetes para vários tempos de tratamento à temperatura de 490°C. As setas indicam as imperfeições superficiais [37].

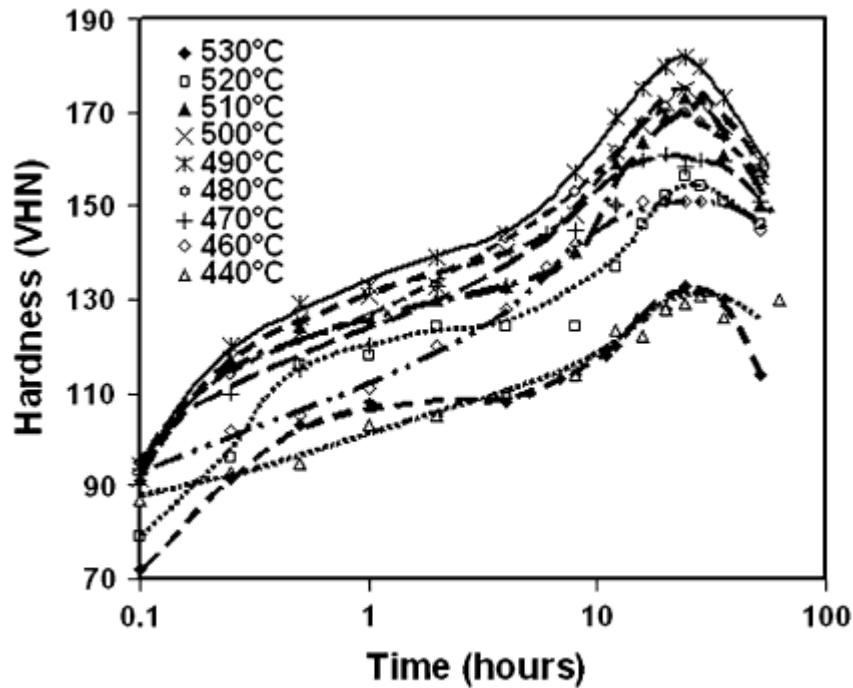


Figura 41: Resposta ao envelhecimento da liga 380 a 150°C para diferentes temperaturas de homogeneização, com 15 minutos de duração da homogeneização [37].

Para a maioria dos tempos de envelhecimento, uma temperatura de tratamento na gama dos 480-490°C, teve a melhor resposta ao envelhecimento, ou seja, obteve os maiores valores de dureza. Os defeitos superficiais começaram a ser visíveis a partir dos 500°C e acima. Mesmo a uma temperatura tão baixa como 440°C foi possível dar uma resposta útil para o envelhecimento artificial, apesar das reduções esperadas no soluto e na supersaturação durante a fase de têmpera. Os dados da figura 41 foram utilizados, até um tempo de envelhecimento de 24h, para construir a figura 42 para mostrar as alterações na dureza, como uma função do tratamento para temperatura de 150°C, para diferentes tempos de envelhecimento. Além disso, a transição entre formação de bolhas ou a ausência destas é mostrada na figura 42. Acima de 490°C, as bolhas são observadas e a resposta ao endurecimento diminui progressivamente. A resposta ao endurecimento com o envelhecimento decrescente acima dos 490°C é mais provável ser associado com o aparecimento das bolhas, e consequente mudança interna ao nível da porosidade.

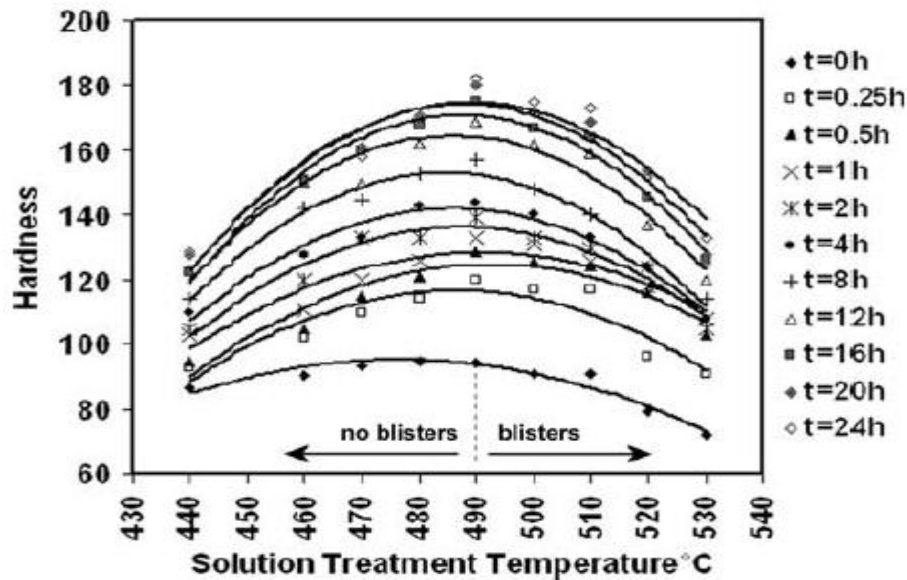


Figura 42: Incremento da dureza até 24h de envelhecimento a 150°C em função da temperatura de tratamento térmico. Acima dos 490°C a formação de bolhas diminui a dureza [37].

Como mostrado nas figuras anteriores, níveis elevados de endurecimento (cerca de 175 HV) podem ser alcançados pela liga 380, e refletem-se nos resultados de tração para as amostras indicados na tabela 10. A resposta aos diferentes tratamentos de homogeneização, pode, ser atribuída ao teor relativamente elevado de cobre, que promove a formação do reforço Al_2Cu precursor de precipitados, tais como θ' e θ'' . Estes precipitados estão também presentes na microestrutura bruta de vazamento contudo, depois do tratamento térmico, tornam-se mais finos e mais uniformemente dispersos, apresentando uma densidade muito mais elevada.

Após as observações iniciais, um lote da liga 380, com uma composição de Al-9Si-3.1Cu-0.16Mn-0.1Mg-0.53Zn e menos de 0.2 de outros elementos de liga foi preparado [37]. Foi feita a comparação de tratamentos térmicos T6, T5 e T4. A têmpera T5 foi utilizada para comparação, porque não envolve tratamento de homogeneização e é uma opção para o tratamento térmico de peças fundidas dado que elimina o passo que origina a formação de bolhas. Como pode ser visto na figura 43, as amostras tratadas por homogeneização durante 15 minutos a 490°C responderam bastante bem ao envelhecimento, a seguir a uma têmpera em água T6, sendo o envelhecimento artificial feito a 150°C. Surpreendentemente, a resposta ao envelhecimento natural T4 a 25°C é maior do que para amostras envelhecidas na condição T5 a 150°C. Este resultado sugere que os níveis de supersaturação de soluto obtidos nas fases de têmpera por arrefecimento rápido ao ar após a operação de fundição são muito menos do que aquelas obtidos no tratamento de homogeneização. O envelhecimento artificial na condição T5 não é capaz de compensar este efeito.

Tabela 10: Efeito dos tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas para peças da liga 380 obtidas em várias condições [37].

Condição	Tratamento de homogeneização e temperatura	Condição superficial	Tensão limite de elasticidade (MPa)	Tensão de ruptura (MPa)	Ductilidade (%)
26m/s, como fundido	NA	Excelente	182	277	2
26m/s como T6	490°C	Algumas bolhas	368	385	1
	480°C	Bom	371	401	1
	470°C	Excelente	347	362	1
	460°C	Excelente	335	359	1
	440°C	Excelente	283	338	1.5
82m/s como fundido	NA	Excelente	187	320	2.5
82 m/s como T6	490°C	Excelente	392	432	1.5
	480°C	Excelente	394	442	2
	470°C	Excelente	372	418	2
	460°C	Excelente	341	405	2
	440°C	Excelente	285	362	2

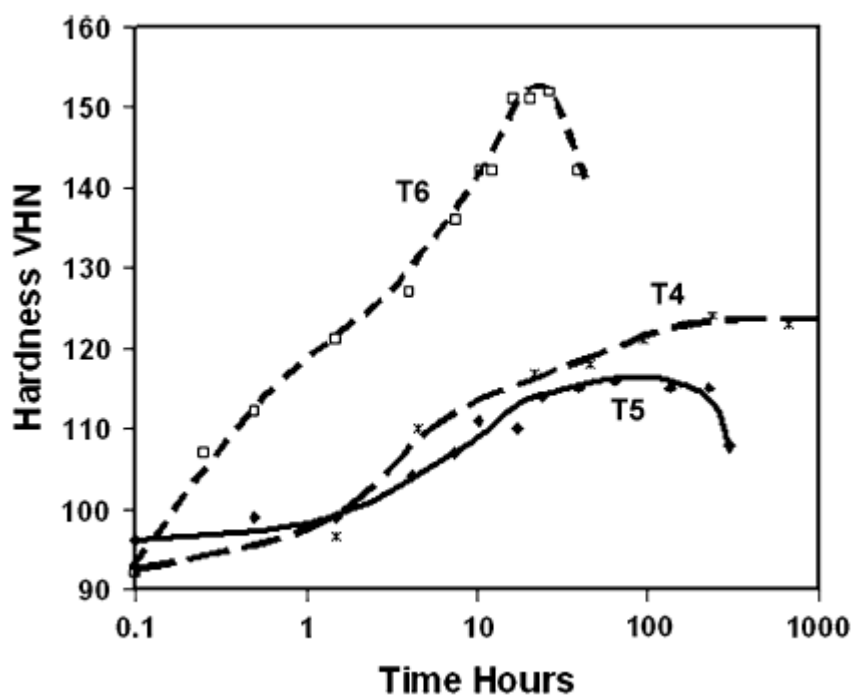


Figura 43: Curvas de dureza em função do tempo para a liga 380, com um tratamento T5 ou T6 envelhecido a 150°C em comparação com um tratamento na condição T4, a 25°C. Antes de T4 ou T6 ocorreu um tratamento de homogeneização a 490°C durante 15 min [37].

A figura 43 apresenta as curvas de dureza obtidas para a liga 380 em função do tempo e da temperatura e na tabela 11 apresentam-se as propriedades mecânicas obtidas para diferentes condições. O envelhecimento a 150°C foi o que resultou nas melhores propriedades, pois foi o que deu melhores resultados para a tensão limite de elasticidade e teve apenas uma pequena perda da ductilidade na ordem dos 3 a 4%. O envelhecimento às outras temperaturas (figura 44) resultou em pequenas diminuições progressivas das propriedades de tração, de acordo com as tendências de dureza máxima.

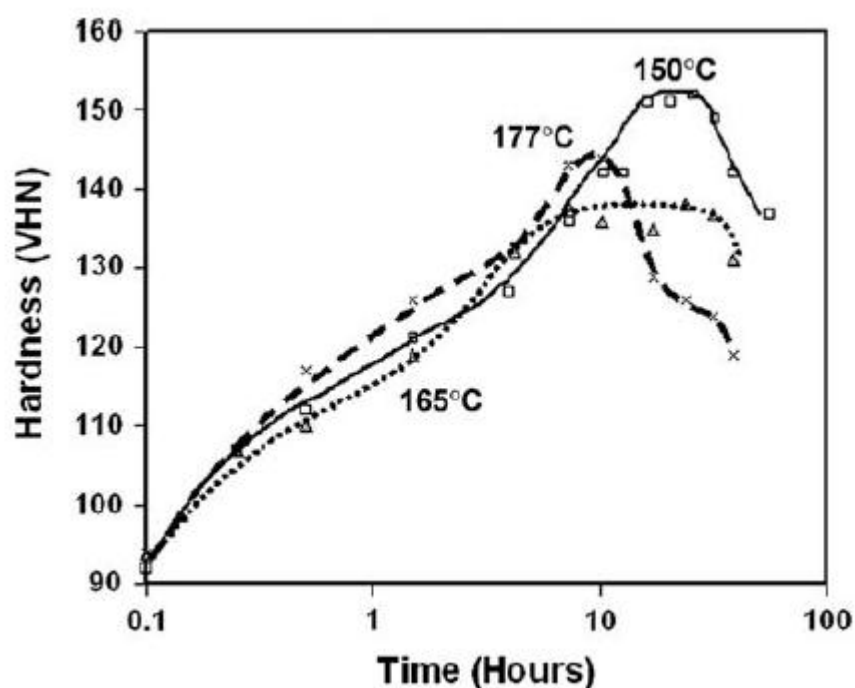


Figura 44: Curvas de dureza para diferentes temperaturas de envelhecimento para a liga 380 [37].

Tabela 11: Resultados dos ensaios de tração da liga 380 para diferentes condições de tratamentos [37].

Condição	Tensão limite de elasticidade (MPa)	Tensão de ruptura (MPa)	Ductilidade (%)
Como fundido	172	354	4
T5: 150°C	234	358	2
Tratamento de homogeneização a 490°C durante 15 min	126	338	8
T4: 25°C	217	387	6
T6: 150°C	356	431	3
T6 (65°C em água): 150°C	351	438	3
T6: 8h, 177°C	320	404	3
T6: 8h, 165°C	337	417	3
T7: 16h, 177°C	309	401	3.5

Como é possível observar através das figuras anteriores e também da leitura dos anteriores parágrafos, com as duas diferentes composições da liga 380, que aqui foram abordadas, verificou-se um comportamento diferente ao envelhecimento. Estas diferenças devem-se ao efeito da variação dos níveis de elementos de liga. Estes elementos foram o cobre, o magnésio e o zinco, e as suas composições são ilustradas na tabela 12 [37]. Todas permanecem dentro dos limites permitidos para a especificação da composição das ligas 380, segundo a AA. Estas ligas foram tratadas a 490°C durante 15 minutos e receberam, posteriormente, um tratamento de envelhecimento a 150°C durante 24h ou um na condição T4 durante 14 dias a 25°C. As propriedades mecânicas foram determinadas e analisadas na condição de fundido, condição T4 e T6. A relação entre as composições químicas de ligas diferentes e as suas respostas ao envelhecimento T6, são mostradas na figura 45. Isto proporciona uma indicação dos efeitos dos diferentes elementos de liga no comportamento de endurecimento [37]. No gráfico a) da figura 45, é evidente que a resistência a tração é moderadamente superior com a adição de zinco enquanto a ductilidade permanece inalterada. No gráfico b) da figura 45 nota-se que a adição de magnésio é benéfico para o aumento da dureza e resistência à tração. Já o gráfico c) da figura indica que há um pequeno aumento da dureza com a adição do cobre e por último, no gráfico d) da figura 45 dá para concluir que pequenas adições de magnésio são mais importantes no endurecimento do que propriamente a adição de cobre na liga [37].

Tabela 12: Composição das diferentes ligas analisadas para determinar a influência dos elementos de liga nas propriedades de tração [37].

Elemento de liga em %	Liga 1	Liga 2	Liga 3	Liga 4	Liga 5
Si	9.0	9.2	9.1	8.6	8.6
Fe	0.86	0.9	0.86	0.93	1
Cu	3.1	3.11	3.2	3.6	3.6
Mn	0.16	0.16	0.14	0.18	0.2
Mg	0.1	0.09	0.29	0.1	0.3
Ni	0.11	0.11	0.11	0.11	0.11
Zn	0.53	2.9	0.6	0.53	0.52
outros	<0.2	<0.2	<0.2	<0.2	<0.2

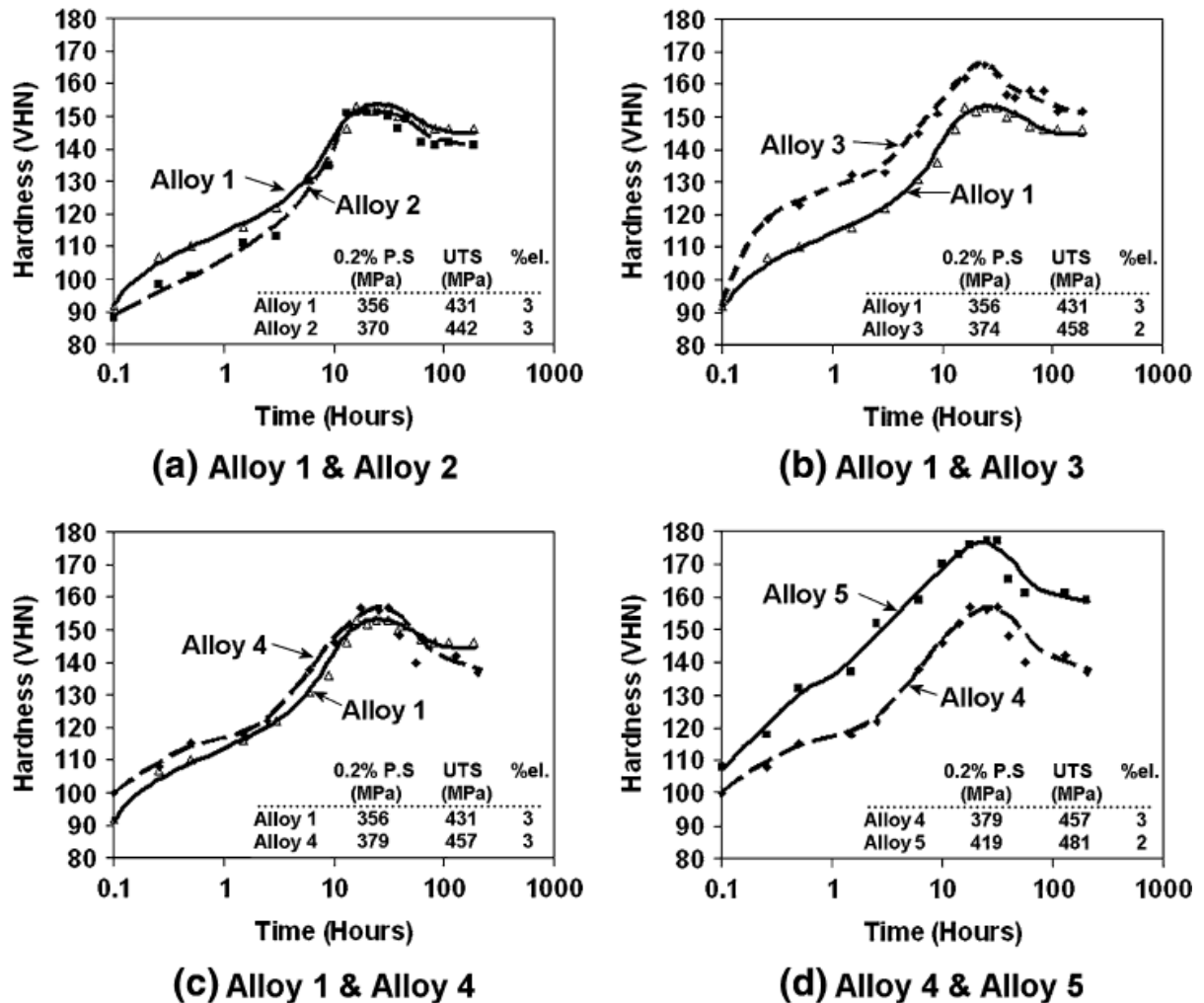


Figura 45: Comparação de várias ligas 380, especificadas na tabela 12, com tratamento de homogeneização a 490°C durante 15 min, seguido de têmpera em água fria e envelhecida a 150°C. As peças foram injectadas a 82 m/s [37].

A comparação entre a tensão limite de elasticidade e a ductilidade de toda a gama de composição da liga 380 no estado bruto de vazamento, após têmpera, tratamento de homogeneização T4 e T6, são resumidas na figura 46. Para as amostras apenas tratadas pelo tratamento de homogeneização, a ductilidade é tipicamente o dobro para a condição de fundido, enquanto a tensão limite de elasticidade é reduzida em cerca de 30%. Para a condição T4, os valores da tensão limite de elasticidade e ductilidade aumentaram cerca de 30 a 50% respetivamente, em relação ao bruto de vazamento. Para um envelhecimento na condição T6, os valores médios, para a tensão limite de elasticidade, são 115% superiores, enquanto a ductilidade média foi reduzida em cerca de 3%.

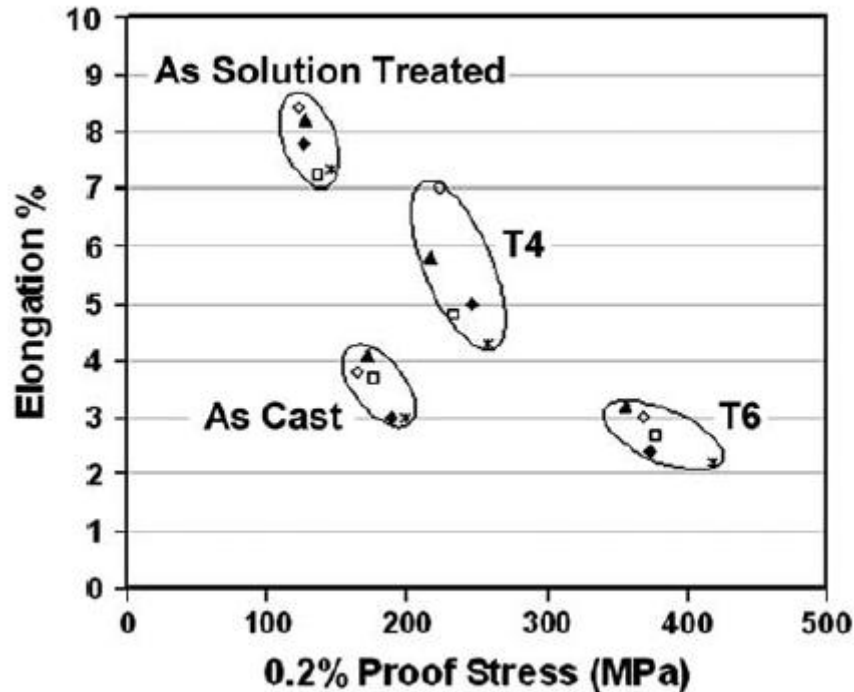


Figura 46: Comparação dos valores médios da tensão limite de elasticidade e da ductilidade da liga 380, com diferentes tipos de tratamento. Os dados são semelhantes aos da tabela 10 [37].

Existem mais estudos, com o mesmo tipo de tratamentos térmicos em amostras de alumínio obtidas por fundição injetada. No primeiro exemplo [45], foram produzidas dez ligas, cuja composição, está listada na tabela 13, com ordem decrescente de cobre/magnésio. Conforme as especificações comerciais disponíveis no mercado e foram tratadas de acordo com as especificações da tabela 14. Foi feito um tratamento de homogeneização a 490°C e a 505°C durante 15 minutos, seguido de arrefecimento em água para evitar a formação de defeitos de superfície e produzir uma resposta favorável ao endurecimento [37] [43]. Uma temperatura de tratamento de 490°C foi utilizada na liga 380, pois esta é a temperatura ótima de tratamento para este tipo de ligas, ao passo que uma temperatura ligeiramente mais elevada, tal como a 505°C, foram utilizadas nas ligas AA360 [43] [44]. Os tempos totais de envelhecimento vão desde 0,5 horas para uma têmpera T6 feita a 220°C a 24,25 horas para uma têmpera T6 feita a 150°C (tabela 14). Todos os envelhecimentos artificiais foram feitos em banho de óleo.

Tabela 13: Composição química das ligas de alumínio de fundição injetada utilizadas no estudo [45].

Liga	A380	A380	C380	C380	ADC10	ADC12	AK9M2	AK9M2	AK9	A360
Al	Bal	Bal	Bal	Bal	Bal	Bal	Bal	Bal	Bal	Bal
Si	8.6	9	8.6	9.1	9.1	10.7	8.6	8.7	9.37	9.3
Cu	3.6	3.1	3.6	3.18	2.04	1.74	1.32	1.5	0.37	0.59
Mg	0.1	0.1	0.3	0.29	0.26	0.22	0.46	0.67	0.41	0.58
Zn	0.53	0.53	0.53	0.6	0.53	0.51	0.41	0.45	0.31	0.49
Fe	0.93	0.86	1	0.86	0.79	0.73	0.62	0.61	0.79	0.79
Mn	0.18	0.16	0.2	0.14	0.36	0.15	0.22	0.27	0.21	0.19
outros	<0.2	<0.2	<0.2	<0.2	<0.2	<0.2	<0.2	<0.2	<0.2	<0.2
Cu/Mg	14.1	12.4	4.6	4.2	3.1	3.1	1.11	0.79	0.67	0.4

Tabela 14: Tratamentos térmicos aplicados nas ligas da tabela 13 [45].

Têmpera	Tratamento	Envelhecimento	Ligas utilizadas	Tempo de ciclo
F	NA	NA	Todas	0
T6	490°C 0.25h	150°C 24h	1 até 6	24.25h
T6	505°C 0.25h	150°C 24h	5, 7 e 10	24.25h
T6	490°C 0.25h	180°C 2.5h	7	2.75h
T6	505°C 0.25h	180°C 2.5h	Todas	2.75h
T6	505°C 0.25h	220°C 0.25h	Todas	0.5h
T6	490°C 0.25h	220°C 1h	1, 2	1.25h

Na figura 47, podem ver-se as curvas de endurecimento das diversas ligas com diferentes temperaturas de envelhecimento.

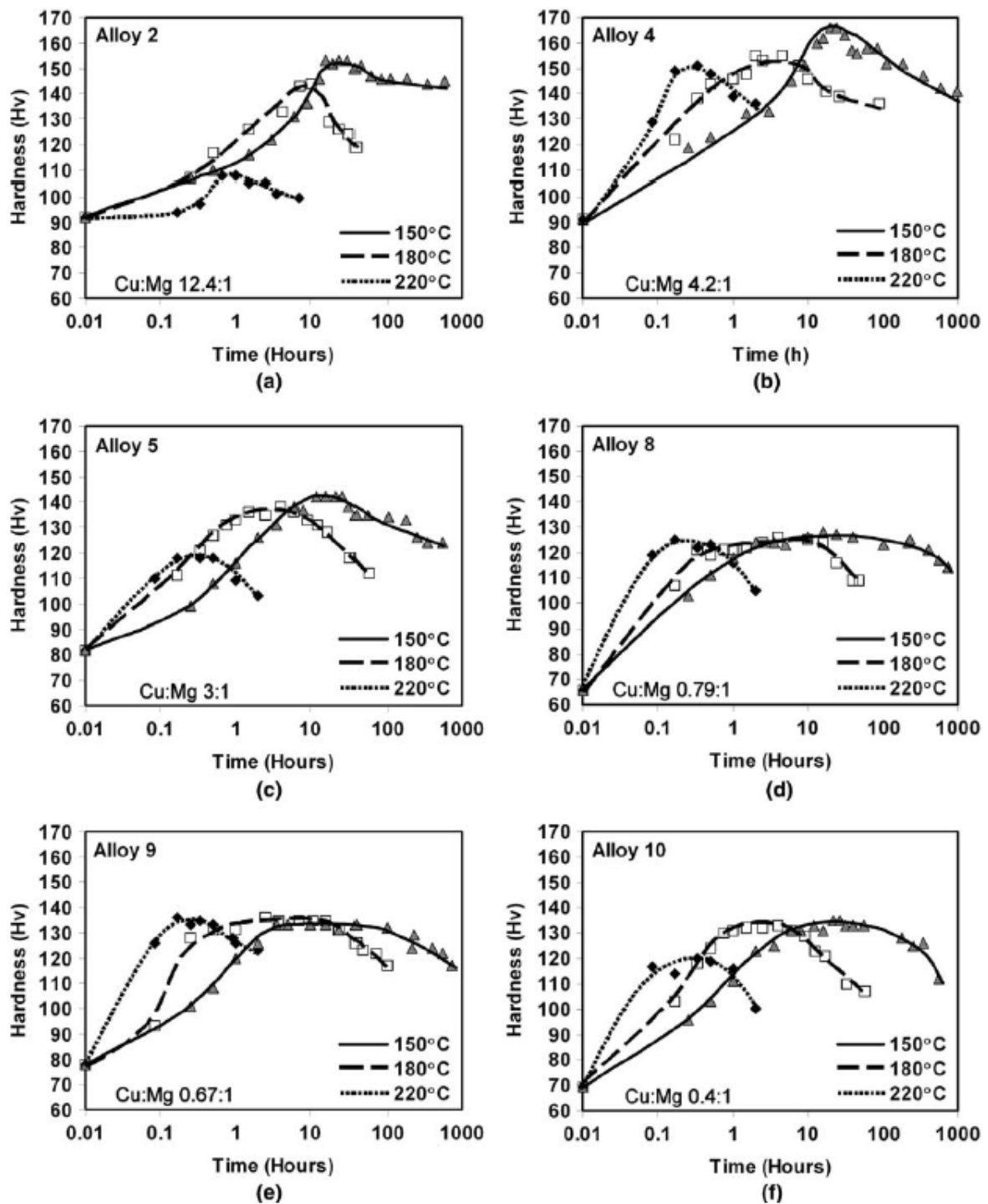


Figura 47: Curvas de envelhecimento (dureza em função do tempo) para as ligas 2, 4, 5, 8, 9 e 10 (tabela 13) envelhecidas a 150°C, 180°C e 220°C, a seguir a um tratamento de homogeneização e têmpera [45].

Em termos gerais, as propriedades de tração e dureza em ligas de alumínio injetadas estão linearmente relacionadas. Para muitos produtos, não é possível, a baixo custo, obter amostras para tração a partir de peças fundidas, sendo por isso frequentemente utilizado apenas o ensaio de dureza para a caracterização. A figura 48 mostra a variação da resistência em função da dureza e foi obtida a partir de mais de 20 composições de ligas diferentes.

Cada ponto representa a média de 5 ou mais ensaios de tração e 3 ou mais ensaios de dureza. Os valores de bruto de vazamento são os mostrados como símbolos a cheio, e os tratados termicamente como símbolos abertos.

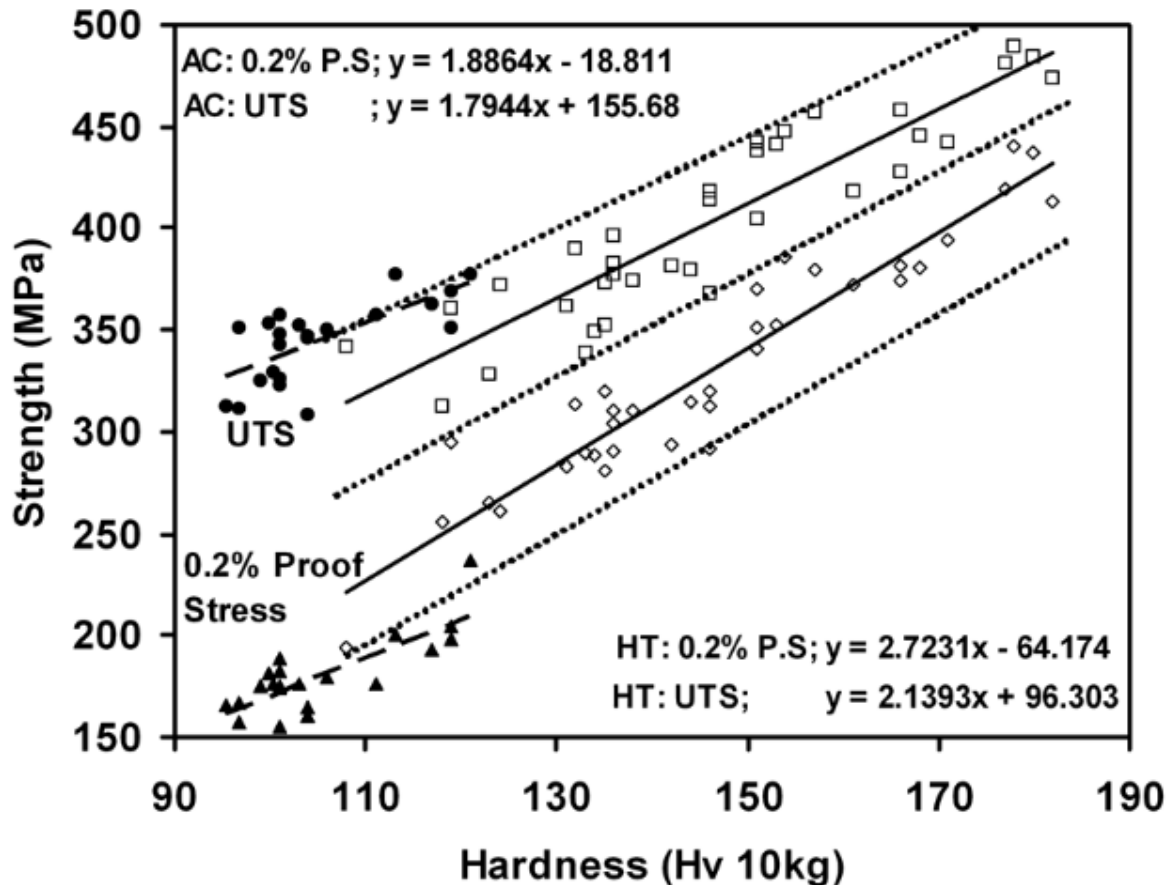


Figura 48: Dureza vs resistência [46].

Mais alguns dados sobre as ligas que mais interessam neste trabalho, com as suas características e diferentes tratamentos efetuados, que corroboram a análise feita anteriormente neste capítulo, apresentam-se no anexo A [46].

2.6.4 Fundição injetada sob vácuo

Como já se disse fundição injetada é um processo de fundição, em que o metal fundido é injetado num molde metálico a altas velocidades e onde solidifica a elevadas pressões [47]. Este processo cria defeitos inerentes, tipicamente, através de porosidades nas peças vazadas, devido ao aprisionamento de ar no metal fundido, como consequência da injeção a alta velocidade do metal para dentro da cavidade moldante. Portanto, as aplicações de peças de alumínio injectadas são normalmente limitadas a aplicações em componentes que não requerem um tratamento térmico.

As tentativas de desenvolver métodos de fundição em vácuo foram introduzidas nas máquinas de fundição de câmara quente. Desenvolvimentos mais recentes levaram à aplicação de fundição em vácuo em máquinas de câmara fria para a produção de peças em ligas de alumínio [48]. A aplicação do vácuo no processo de fundição gera uma depressão dentro da

câmara de injeção e a relativa ausência de ar resulta em peças de melhor qualidade. Como resultado, superfícies de fundição de grandes dimensões com secções de parede fina podem ser produzidas. Este tipo de processo permite a produção de componentes fundidos que requerem elevada resistência e ductilidade através do tratamento térmico [49].

Basicamente, dois tipos de sistemas de vácuo têm sido desenvolvidos para a fundição injetada de ligas de alumínio. O primeiro é um sistema de vácuo completo e o metal fundido é transferido do forno para a câmara de injeção através de um tubo de alimentação de vácuo. Embora este sistema seja capaz de atingir um maior nível de vácuo, é relativamente complexo e com requisitos rigorosos na vedação do sistema. Num segundo sistema de assistência em vácuo: uma válvula de vácuo está incorporada no molde para evacuar o ar retido no interior da cavidade. Como este sistema é relativamente simples, barato e exige pouca modificação da máquina ou mesmo nenhuma, este funciona como um sistema autónomo.

Embora haja uma necessidade crescente na aplicação desta tecnologia, em particular para o sistema de vácuo, esta ainda não é amplamente utilizado na indústria de fundição. Isto deve-se principalmente ao complexo set-up do sistema completo e considerável controvérsia e dúvidas sobre o desempenho dos sistemas de vácuo [50].

Para fazer uma comparação entre a fundição com e sem vácuo, durante a fundição sem vácuo (convencional), as amostras foram seccionadas para examinar a distribuição da porosidade tanto na parte fina como na grossa [52]. As figuras 49 e 50 mostram as micrografias ópticas da secção transversal da porção fina, para as ligas Al-8Si e Al-18Si respetivamente. Pode-se observar que um grande número de poros de gás foram produzidos durante a fundição convencional, figuras 49 a) e 50 a). Em contraste, o tamanho e o número de poros de gás foram significativamente reduzidos nas peças fundidas com vácuo (figuras 49 b) e 50 b)). Este resultado indica que o vácuo, de facto, se torna benéfico, ao reduzir os níveis de porosidade nas peças de fundição injetada.

No entanto, verificou-se que as porosidades nas peças fundidas a vácuo não foram eliminadas, em particular na porção espessa. Isto é devido ao nível provavelmente baixo de vácuo alcançado na cavidade do molde [51]. Portanto, o estabelecimento de um elevado nível de vácuo na cavidade é a chave para a minimização de ar ou de aprisionamento de gás na massa fundida.

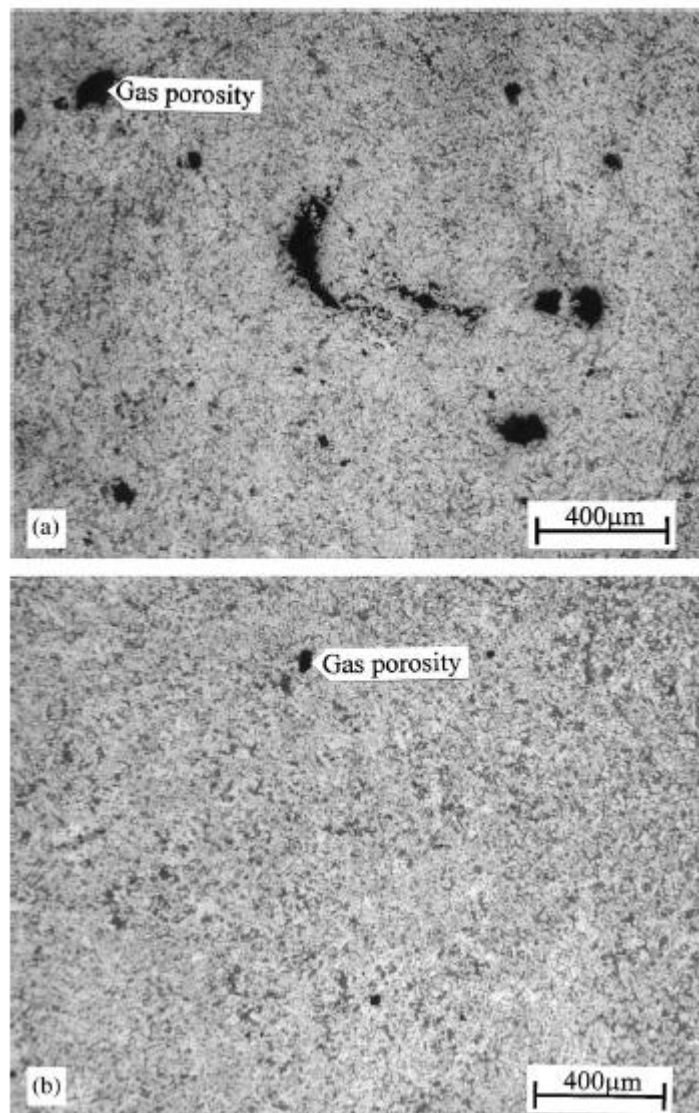


Figura 49: Micrografia em MO da liga Al-8Si, mostrando a porosidade: a) fundição injetada convencional, b) fundição injetada com vácuo [52].

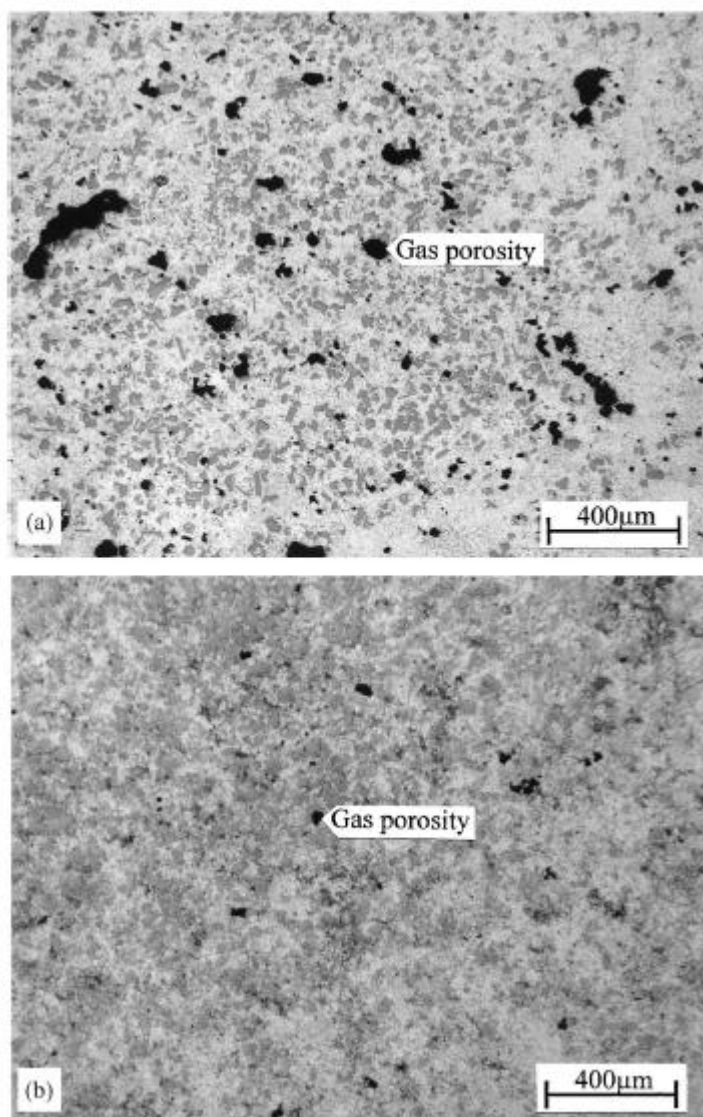


Figura 50: Micrografia em MO da liga Al-18Si, mostrando a porosidade: a) fundição injectada convencional, b) fundição injectada com vácuo [52].

As peças vazadas foram submetidas a ensaios de tração e de determinação da densidade. Os resultados para as 3 ligas estão resumidos na tabela 15.

Tabela 15: Propriedades mecânicas e densidade das ligas de fundição do estudo realizado por X. P Niu e outros [52].

Liga	Processo	Tensão limite elástico (MPa)	Ductilidade (%)	Dureza (HRF)	Densidade
Al-5Si	Convencional	196	3.9	73	2.671
	Vácuo	209	4.5	74	2.721
Al-8Si	Convencional	235	3.2	78	2.715
	Vácuo	276	6.0	80	2.736
Al-18Si	Convencional	225	1.95	93	2.721
	Vácuo	249	2.2	100	2.733

A análise da tabela 15 permite reter que a fundição injetada em vácuo melhora as propriedades mecânicas e aumenta a densidade das ligas em comparação com a fundição injetada convencional. De entre as três ligas, a liga Al-8Si exibe a melhoria mais significativa na resistência e ductilidade sob a ação do vácuo, no entanto, a liga Al-18Si exibe menor resistência e ductilidade quando comparada com a Al-8Si.

As propriedades mecânicas das peças fundidas em vácuo foram avaliadas segundo uma única velocidade de injeção. A figura 51 mostra a resistência à tração a), a ductilidade b) e a dureza c) em função de velocidade de injeção do metal. Todas as amostras foram injetadas sob uma mesma pressão.

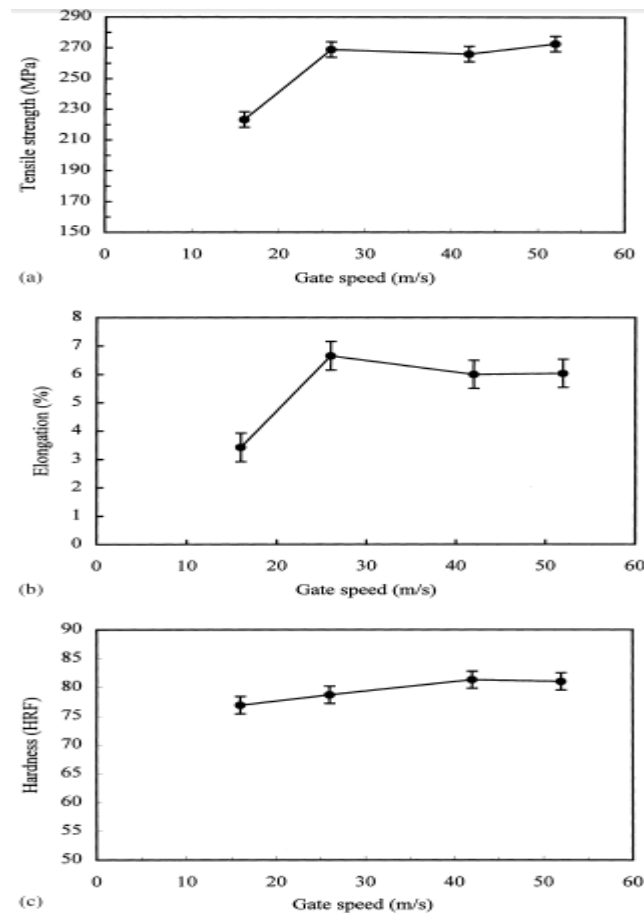


Figura 51: Propriedades mecânicas vs velocidade de injeção da liga Al-8Si [52].

Estes resultados indicam que existe uma velocidade de injeção crítica acima da qual as melhores propriedades mecânicas podem ser alcançadas. A razão para isto pode ser explicada como se segue: quando uma velocidade de injeção baixa é selecionada, o metal fundido é parcialmente solidificado antes de todo o volume de metal ser injetado na cavidade moldante. Esta solidificação prematura torna mais difícil o restante volume de metal ser injetado na cavidade do molde. As porosidades formam-se devido à falta de pressão durante a injeção. Como resultado, boas propriedades mecânicas não são obtidas. A uma maior velocidade de injeção, por outro lado, o impulso de alta velocidade do metal à medida que flui através do bico de injeção, reduz a tendência do bloqueio devido a solidificação prematura [53], permitindo assim a cavidade ser completamente preenchida antes do início da solidificação do metal. Por conseguinte, uma maior velocidade de injeção é necessária para fabricar

componentes de alto desempenho, mesmo com utilização do vácuo. A velocidade de injeção deve ser acima dos 25 m/s.

Na tabela 16 apresentam-se as propriedades mecânicas para as três ligas após o tratamento térmico. A resistência e a ductilidade são melhoradas significativamente pela homogeneização e envelhecimento. Em comparação com a liga com elevado teor de silício, as ligas com baixo teor de silício (5 e 8%) têm um maior aumento da resistência à tração e ductilidade. Pensa-se que estas propriedades mecânicas melhoradas são atribuídas à modificação estrutural por tratamento térmico. A esferoidização do silício eutético e o endurecimento por precipitação desempenham um papel importante no reforço das ligas de alumínio.

Tabela 16: Propriedades obtidas após o tratamento térmico e comparação com o estado bruto de vazamento [52].

Liga	Processo	Tensão limite elástico (MPa)	Ductilidade (%)	Dureza (HRF)
Al-5Si	Têmpera T6	266	8.1	87
	Como fundido	209	4.5	74
Al-8Si	Têmpera T6	317	19.6	94
	Como fundido	276	6.0	80
Al-18Si	Têmpera T6	276	3.9	102
	Como fundido	249	2.2	100

3 Fundição injetada

3.1 Introdução

Na figura 52 resumem-se os processos da fundição, que existem e destaca-se a fundição injetada (figura 52).

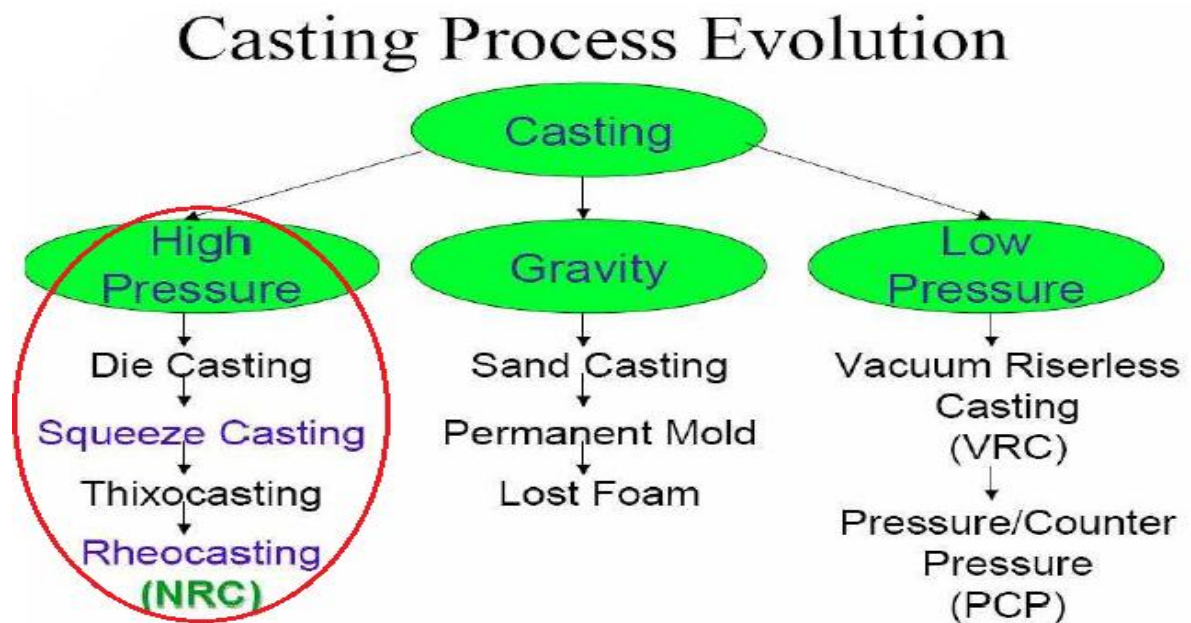


Figura 52: Processos de fundição [54].

O processo de fundição injetada caracteriza-se por introduzir o material fundido sob pressão para dentro da cavidade moldante, mantendo a pressão até à solidificação total da peça. Existem dois tipos de máquinas utilizadas para este processo: as de câmara quente e as de câmara fria.

Depois desta pequena introdução, neste capítulo vai-se tratar de falar sobre a variação do processo feito em máquinas de câmara quente e fria e, por último, visto que é de suma importância neste trabalho falar do processo de fundição em vácuo, demonstrando as vantagens e desvantagens da sua utilização.

3.2 Máquinas de câmara quente e fria

O processo de câmara quente é o processo original inventado por H. H. Doeblers [55]. Continua a ser utilizado para materiais de baixo ponto de fusão (o zinco, chumbo, estanho, e, mais recentemente, as ligas de magnésio). Na fundição injetada de câmara quente coloca-se o atuador hidráulico em contato direto com o metal fundido. O processo de câmara quente minimiza a exposição da liga fundida à turbulência, ao ar, e minimiza a perda de calor durante a transferência da energia hidráulica. O contacto prolongado direto entre o metal fundido e componentes do sistema provocam problemas graves (danificação do sistema de injeção durante o processo de injeção) aos materiais durante o processo de produção.

Na figura 53 podem ver-se os passos que são efetuados para a obtenção de uma peça por este processo.

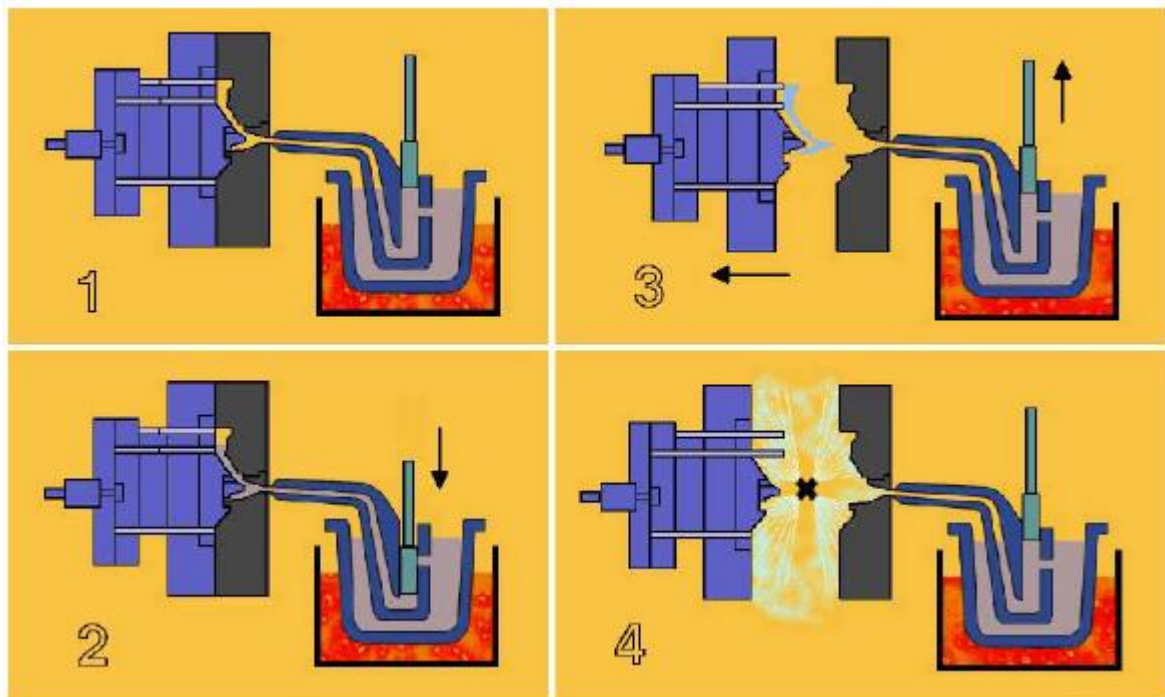


Figura 53: 1 Fecho do molde, 2 enchimento e arrefecimento, 3 ejeção da peça, 4 lubrificação [56].

O processo de câmara fria resolve o problema da (danificação do sistema de injeção) através da separação do reservatório de metal fundido da máquina de injeção [55].

Na figura 54 podem ver-se os passos que são efetuados para a conclusão de uma peça, segundo este processo.

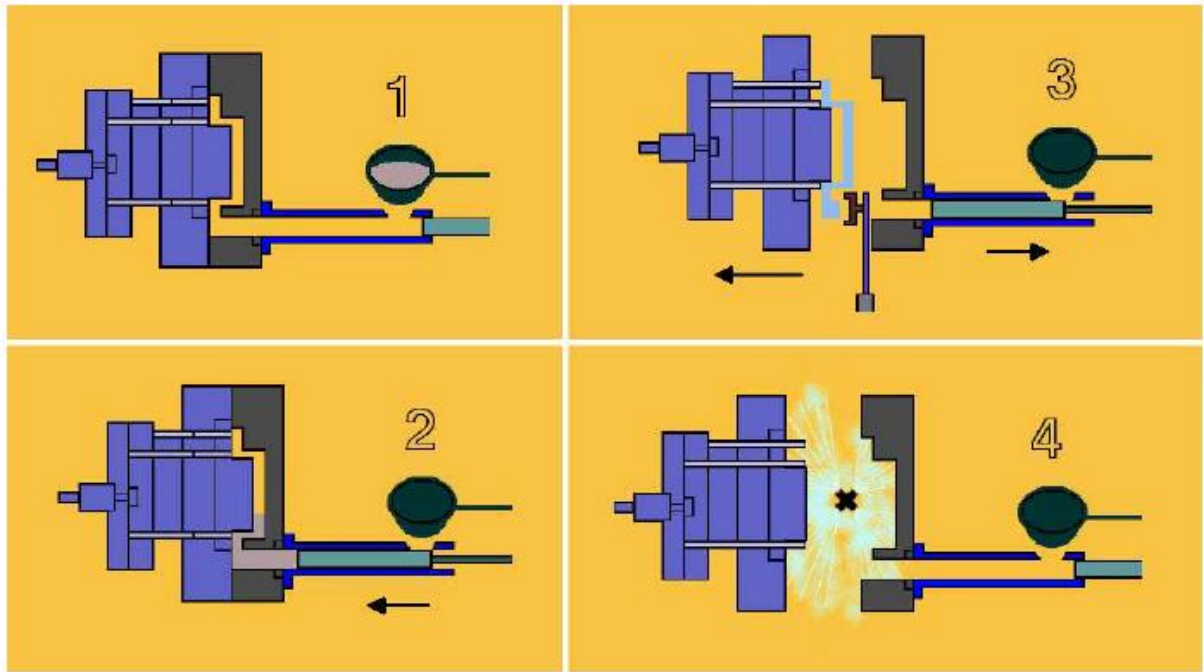


Figura 54: 1 fecho do molde, 2 enchimento e arrefecimento, 3 ejeção da peça, 4 lubrificação [56].

Estas duas variantes da fundição injetada apresentam vantagens em relação a outros tipos de processos na produção de peças por fundição:

- Permitem obter peças quase na sua condição final minimizando e mesmo eliminando os custos de maquinagem em operações secundárias.
- Obtêm-se peças com secções finas, peças grandes e de grande complexidade com detalhes finos.
- Este processo é altamente produtivo, pois os tempos para pequenas peças feitas em matrizes com múltiplas cavidades podem ser da ordem de alguns segundos e, inclusive peças de grandes dimensões requerem normalmente menos de um minuto para terem o seu ciclo completamente realizado [55].
- Podem ser utilizadas ligas com base em sucatas, de modo a minimizar custos. O material é normalmente o componente de maior preço em qualquer peça fundida e esta capacidade de fabricar peças a partir de sucatas é o seu maior benefício económico.

No campo das limitações, como neste processo o metal fundido é introduzido a alta velocidade no molde, o ar fica preso na massa fundida durante o enchimento turbulento da cavidade. A elevada pressão durante a solidificação pode reduzir os poros para tamanhos extremamente pequenos, mas em volume total a quantidade de poros é muito significativa. Em concreto, o processo de fundição injetada, origina peças com mais do que um por cento de vazios, enquanto que outros processos, como o vazamento em “Squeeze” ou “thixocasting” raramente contêm mais do que algumas décimas de porosidades (%) [57].

Devido aos poros, ar e gás retidos, compactados sob alta pressão durante a solidificação, as peças não podem ser expostas a altas temperaturas, como nos tratamentos térmicos ou soldadura, sem aparecerem bolhas, porque o metal é amolecido a temperaturas elevadas, permitindo a expansão das bolhas internas. A aplicação de níveis moderados de vácuo na cavidade do molde durante o ciclo de enchimento, pode reduzir o volume de poros e gases aprisionados.

Outra limitação do processo de fundição injetada é a sua capacidade limitada para conter machos descartáveis. As altas velocidades a que circula o metal líquido e as elevadas pressões que se atinge para encher a cavidade do molde, originam elevadas tensões nos materiais que constituem os machos descartáveis utilizados em processos, como fundição em areia e em moldes semi-permanentes [57]. Alguns materiais utilizados nos machos conseguem resistir melhor a estas condições do que outros, mas neste caso são muitas vezes difíceis de eliminar nas peças fundidas.

Todos os processos de fundição injetada, geralmente, requerem equipamentos robustos e relativamente caros para sujeitar o metal a pressões elevadas durante o enchimento rápido da cavidade e solidificação. A depreciação do equipamento e os custos das ferramentas devem ser distribuídos por um grande número de peças e, de modo geral, o processo não é rentável quando são feitas menos de mil peças por ano [57].

3.3 Fundição injetada em vácuo

Alguns sistemas de vácuo conseguem um vácuo parcial, na ordem dos 60% a 80% em relação a pressão atmosférica, o que provoca uma excelente ventilação.

O objetivo destes sistemas é eliminar virtualmente a atmosfera de ar no sistema de injeção e na cavidade do molde e assim produzir peças sólidas, que podem ser tratadas termicamente e com propriedades mecânicas fiáveis e previsíveis. Para se conseguir isto, o sistema de injeção e a cavidade do molde devem estar selados para evitar a entrada de ar no interior durante o enchimento. Também requer um impedimento no caminho entre a cavidade e a fonte de vácuo para evitar que o metal fundido entre para o sistema de vácuo, quando se atinge a pressão máxima, na parte final de cada injeção [58]. Atualmente existem várias versões de fundição injetada com vácuo e com diferentes níveis de vácuo.

A figura 55 mostra esquematicamente uma secção de uma máquina de fundição injetada de câmara quente a funcionar com sistema de vácuo.

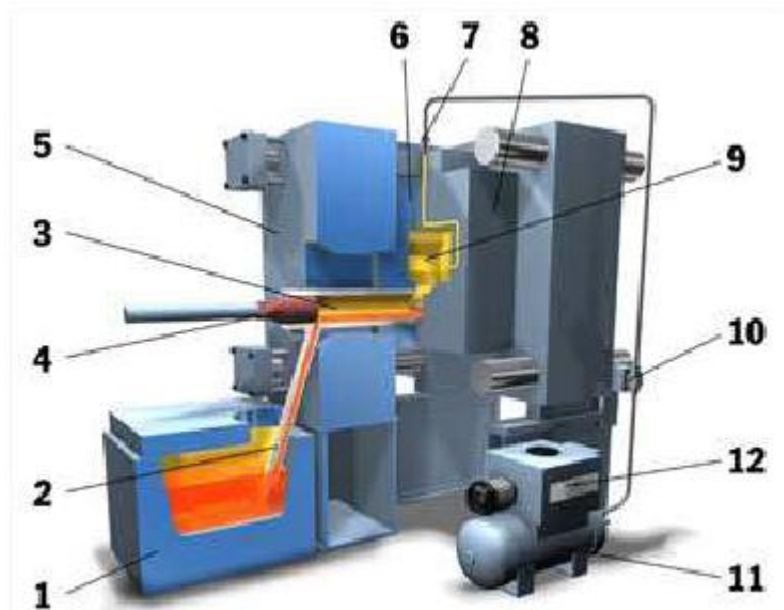


Figura 55: 1-Forno; 2-Linha de sucção; 3-Câmara de injeção; 4-Pistão; 5-Parte fixa; 6-Parte fixa do molde; 7-Válvula de vácuo; 8-Parte móvel do molde; 9-Cavidade; 10-Válvula; 11-Bomba de vácuo; 12-Tanque de vácuo. [59]

Este processo apresenta como vantagens, conseguir obter secções muito finas, que podem ser tratadas termicamente, por não aparecerem porosidades. Algumas ligas processadas, através da fundição em vácuo, podem originar peças com alta ductilidade.

No campo das limitações este processo apresenta a dificuldade de ser difícil de manter os altos níveis de vácuo necessários para moldes complexos, em especial, no caso de moldes com um número elevado de guias. Muitas superfícies e articulações são difíceis de vedar e é difícil evitar a intrusão de ar da atmosfera exterior.

As instalações e os equipamentos são relativamente caros, a natureza das ligas utilizadas e o grande custo do material para atingir a pressão de vácuo é mais caro que o processo tradicional.

4 Metodologia experimental

4.1 Considerações gerais sobre o trabalho experimental

Para se iniciar o desenvolvimento de um tratamento térmico adequado a ser aplicado a peças em ligas de alumínio fabricadas por fundição injetada com vista a aumentar a dureza destas deve-se ter uma noção de como o processo industrial se desenvolve desde a fusão do alumínio até o produto final, ou seja, a peça pronta a ser utilizada.

Na 1ª parte analisam-se os trabalhos experimentais já efetuados anteriormente.

Na 2ª parte, depois de todos os dados recolhidos, descreve-se o trabalho experimental realizado, com vista a um melhoramento das propriedades mecânicas e dureza das peças das ligas em estudo.

Finalmente, vai-se tentar otimizar um tratamento térmico, que confira as melhores características a estas ligas e cuja implementação no mundo industrial seja economicamente viável.

4.2 Origem das amostras

A produção das amostras para os ensaios efetuados foi feita na “Sonafi”. Nos dois primeiros ensaios as amostras foram feitas na liga A360 por fundição injetada em câmara fria convencional. Diferem na forma e complexidade. Para os ensaios finais foram pedidas peças de fundição injetada sob vácuo, sendo na liga A380. De notar que todas as peças foram arrefecidas em túnel de vento.

1ª Parte

4.3 Trabalhos experimentais já efetuados

No ano de 2009 foram realizados testes na instituição de acolhimento, os quais são retratados neste relatório, pois foram efetuados numa liga estudada neste relatório e numa condição de tratamento térmico também em estudo. Contudo, como será explicado, este projeto não foi concluído. Este capítulo vai abordar este processo englobando o trabalho já efetuado e o trabalho agora desenvolvido.

No ano de 2011 foram realizados mais testes, também relatados neste trabalho. Mas, neste caso os testes foram efetuados noutros tipos de peças e amostras, com os dois tipos de ligas em estudo neste trabalho e com mais variações e condições de tratamentos térmicos.

Este projeto visa sobretudo acrescentar maior conhecimento de técnicas de endurecimento e melhoria das propriedades mecânicas das ligas de alumínio de fundição injetada e o preenchimento adicional de certos requisitos que até agora não foram concretizados.

4.3.1 Testes realizados em 2009 na instituição de acolhimento

Em primeiro lugar vão analisar-se os resultados obtidos durante os testes levados a cabo em 2009. Realizaram-se tratamentos térmicos na condição T5 (envelhecimento artificial) de uma liga AlSi10Mg, ou seja, uma liga A360, realizados com diferentes temperaturas de envelhecimento e obtiveram-se as respetivas curvas de envelhecimento.

Na figura 56, pode-se observar uma das peças que foram submetidas a tratamento térmico, já pronta para ser efetuado um ensaio de dureza no durómetro.



Figura 56: Peça utilizada durante os testes realizados em 2009 da liga A360.

Os ensaios de dureza foram efetuados, pelo método de Brinell. Para consulta pode-se ver a descrição deste método a partir da referência [60]. As condições do ensaio de dureza estão apresentadas na tabela 17 e pelo menos 3 ensaios foram realizados por peça em todos os testes realizados ao longo deste trabalho.

Tabela 17: Condição de ensaio de dureza Brinell.

Tipo de ensaio	Brinell
Diâmetro do identador	2,5mm
Carga aplicada	62,5kgf
Fator de carga	HB 10

Os dos dados fornecidos, dos ensaios ocorridos em 2009, na condição T5 a 165°C, podem ser observados na tabela 18.

Tabela 18: Valores médios das durezas obtidas para a temperatura de envelhecimento de 165°C em função do tempo de envelhecimento.

Tempo (h)	Dureza média (HB)
0	109
1	107
3	110
6	115
8	118
10	118
15,5	117
17	118
19	117
22	117
24	119
26	120

Da observação da tabela 18 verifica-se que a dureza aumenta rapidamente entre as 0h até as 8h de tratamento. Depois das 8 horas iniciais até ao fim do tratamento térmico, que corresponde a 26h nota-se apenas um ligeiro aumento da dureza (valor máximo de dureza no fim do tratamento térmico 120 HB).

Os resultados obtidos na condição T5 a 170°C, apresentam-se na tabela 19.

Tabela 19: Valores médios das durezas obtidas para a temperatura de envelhecimento de 170°C em função do tempo de envelhecimento.

Tempo (h)	Dureza média (HB)
0	105
2	108
4	113
6	115
8	115
10	115

Da observação da tabela pode-se concluir que ocorre um rápido aumento de dureza desde o início do tratamento térmico até às 4h e que o valor máximo de dureza ao fim de 6 horas de tratamento (115 HB), começa a estabilizar.

Os resultados do tratamento efetuado a 175°C, na condição T5, estão apresentados na tabela 20.

Tabela 20: Valores médios das durezas obtidas para a temperatura de envelhecimento de 170°C em função do tempo de envelhecimento.

Tempo (h)	Dureza média (HB)
0	109
0,5	109
1	110
2	112
4	115
8	117
21	115
24	115

Da observação desta tabela nota-se um rápido crescimento da dureza ao longo das 8h do tratamento térmico, sendo o valor máximo obtido na oitava hora de tratamento térmico, de 117 HB, a partir deste tempo a dureza começa a estabilizar.

O último tratamento efetuado nesse ano teve como condições de tratamento térmico, também a condição T5 a 200°C.

Tabela 21: Valores médios das durezas obtidas para a temperatura de envelhecimento de 170°C em função do tempo de envelhecimento.

Tempo (h)	Dureza média (HB)
0,5	111
1	111
2	112
3,5	112
6	110
16	105

Interpretando os valores obtidos, podemos verificar que a dureza máxima é atingida ao fim de 4 horas de tratamento térmico e que depois desse valor há uma acentuada perda de dureza depois desse tempo de tratamento.

Da interpretação de todos os ensaios efetuados em 2009, o que se pode retirar, é que estes estão de acordo com a parte teórica escrita nos capítulos anteriores, ou seja, quanto maior for a temperatura de tratamento térmico de envelhecimento, mais rapidamente é atingida a dureza máxima, bem como, a dureza máxima atingida é menor. Verificam-se aumentos bastante interessantes da dureza para a gama de temperaturas 165-175°C, chegando mesmo a conseguir-se um aumento de 10HB, ao fim de 8h de tratamento térmico. No gráfico 1 apresenta-se a compilação de todos os resultados obtidos para as diferentes condições de tratamentos de envelhecimento realizados. Estas evoluções de durezas podem ser vistas no gráfico 1.

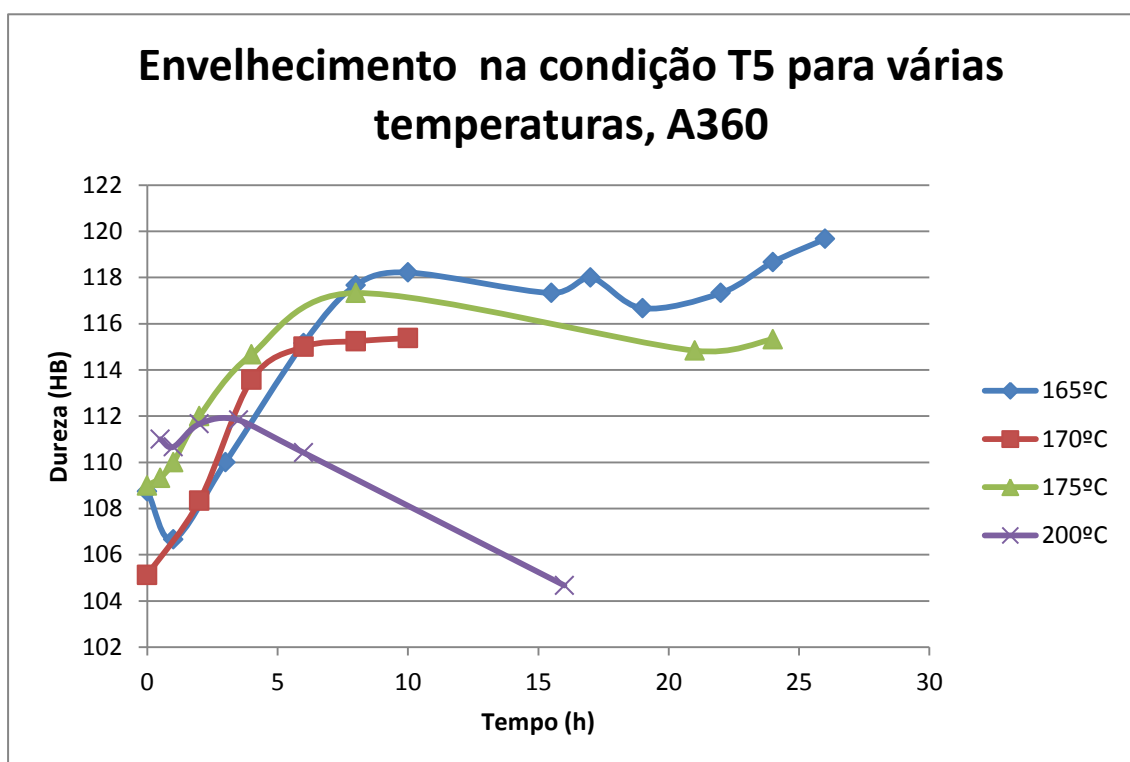


Gráfico 1: Evolução das durezas para diferentes temperaturas de tratamento de envelhecimento ao longo do tempo.

4.3.2 Testes realizados em 2011 na instituição de acolhimento

Em 2011 os testes realizados tiveram como objetivo desenvolver um tratamento térmico adequado a ser aplicado a válvulas de alumínio fabricadas por fundição injetada com vista a aumentar a dureza destas. As peças foram referenciadas, através da execução de uma gravação individual em cada peça na zona indicada na figura 57 com a seguinte nomenclatura:

- V – número para peças da liga A380: V1, V2, V3... (V por causa da designação interna de liga violeta por parte da Sonafi)
- A – número para peças da liga A360: A1, A2, A3... (A por causa da designação interna de liga azul por parte da Sonafi)

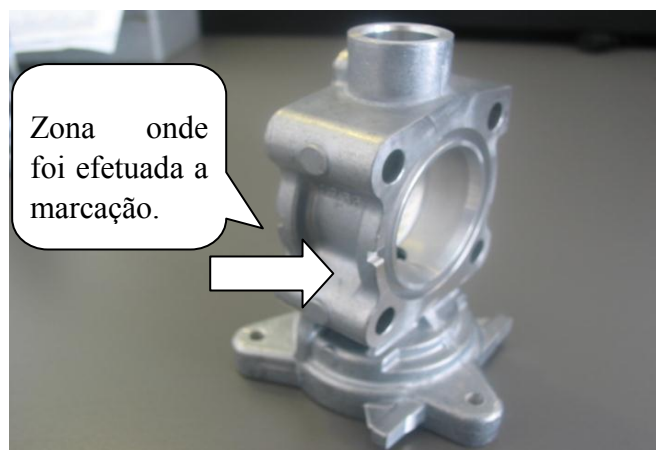


Figura 57: Zona de gravação das peças para identificação.

As zonas onde foram realizadas as medições de dureza, zonas 2, 3 e 5, mostram-se nas figuras 58 e 59. Apesar de aparecer uma zona 1, nesta não se fizeram medições de dureza devido ao facto de esta zona apresentar interferência da peça com o atravancamento do durómetro ao se tentar posicioná-la na zona 2.

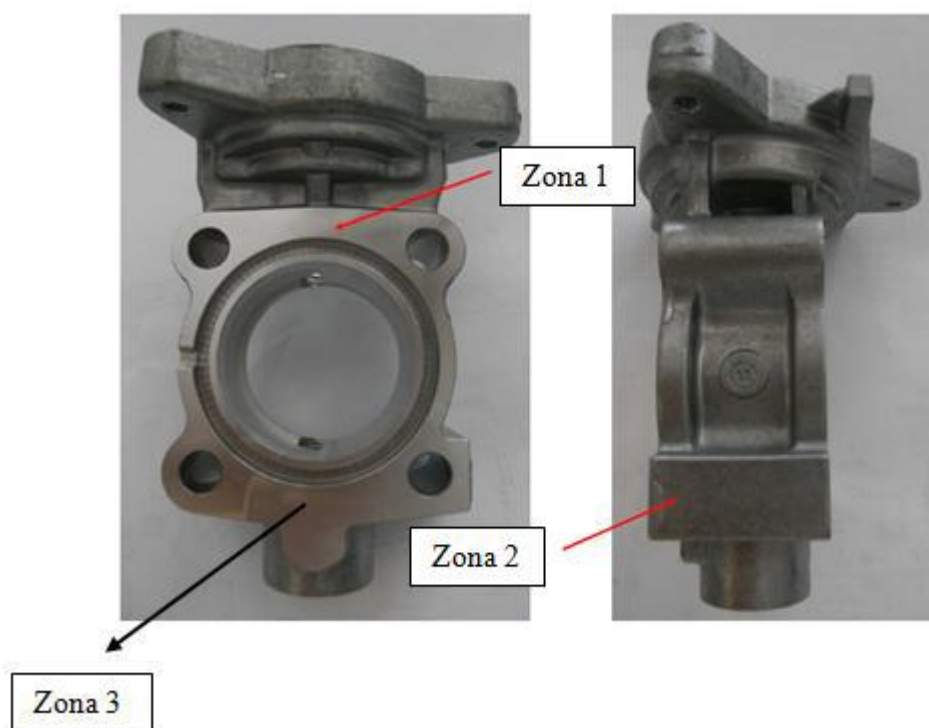


Figura 58: Localização das zonas para medição de durezas.



Figura 59: Zona 5 de medição de durezas.

Foram feitas medições de dureza nas zonas 2 e 3 em todas as peças. Considerou-se a zona 3 por ser na mesma face que a zona 1 referenciada pelo autor dos testes e por a peça suporte já ter sido construída a pensar utilizar esta face para medir a dureza.

Da análise que foi elaborada desse trabalho, apenas se obteve informação da dureza antes do tratamento térmico e ao fim do tratamento térmico, sendo este, novamente realizado na condição T5. Algumas peças foram arrefecidas ao ar e outras temperadas em água durante 30s. Na tabela 22 faz-se a compilação dos dados obtidos nestes ensaios.

Tabela 22: Valores de dureza obtidos para a liga A360 para diferentes condições de tratamento.

Liga A360	Zona de medição da dureza	Dureza média obtida (HB)
Tratamento na condição T5, 180°C/4h, com têmpera ao ar.	Zona 2	96
	Zona 3	95
	Zona 5	99
Tratamento na condição T5, 180°C/4h, com têmpera em água	Zona5	98
Sem tratamento térmico (STT)	Zona 5	95
Homogeneização a 525°C/5h, arrefecimento em água sem posterior envelhecimento.	Zona 2	58

Os resultados obtidos para a liga A380 são apresentados na tabela 23.

Tabela 23: Valores obtidos para a liga A380 para diferentes condições de tratamento térmico.

Liga A380	Zona de medição da dureza	Dureza média obtida (HB)
Tratamento na condição T5, 180°C/4h, com têmpera ao ar.	Zona 2	113
	Zona 3	116
	Zona 5	111
Tratamento na condição T5, 180°C/4h, com têmpera em água.	Zona 5	112
Sem tratamento térmico (STT)	Zona 5	99

Analisando as tabelas 22 e 23 verifica-se os tratamentos efetuados na condição T5, 180°C/4h aumentam a dureza em relação ao bruto de vazamento. As peças da liga A380 apresentam maior capacidade de endurecimento e maior dureza em relação as peças da liga A360. Verifica-se que na mesma zona de medição o valor da dureza obtido com o tratamento de têmpera ao ar ou em água é da mesma ordem de grandeza. De realçar que o tratamento de homogeneização a 525°C/5h provocou uma queda muito acentuada da dureza em relação ao bruto de vazamento, para além de ter inutilizado por completo a peça.

Para a análise estrutural e visualização dos defeitos foram efetuados cortes em todas as peças, como é visível na figura 60.

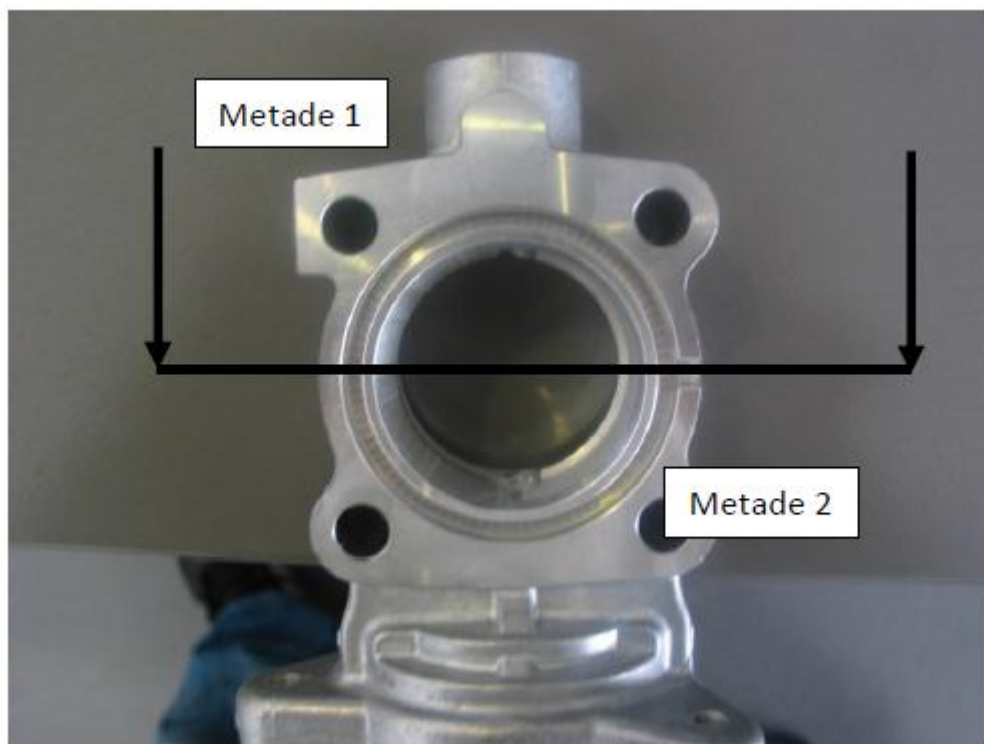


Figura 60: Marcação da zona onde foi efetuado o corte para posterior análise microestrutural.

Posteriormente foram realizadas análises metalográficas nas superfícies polidas A e B da primeira metade a fim de se identificar possíveis defeitos micro e macro estruturais, sendo que as zonas A e B podem ser identificadas a partir da figura 61.



Figura 61: Zonas onde foram realizadas as análises de microestrutura.

Fazendo a comparação entre a peça que sofreu tratamento de homogeneização de 525°C durante 4 horas, sem posterior envelhecimento artificial e uma peça que não sofreu qualquer tratamento a quente, figura 62 (à esquerda), verifica-se um elevadíssimo número de porosidades no centro da peça que sofreu o tratamento de homogeneização. Uma possibilidade é este tratamento ter provocado a expansão destes defeitos, provocando assim o seu amaciamento. A figura 62 (à direita) mostra as porosidades numa peça da liga azul não tratada.

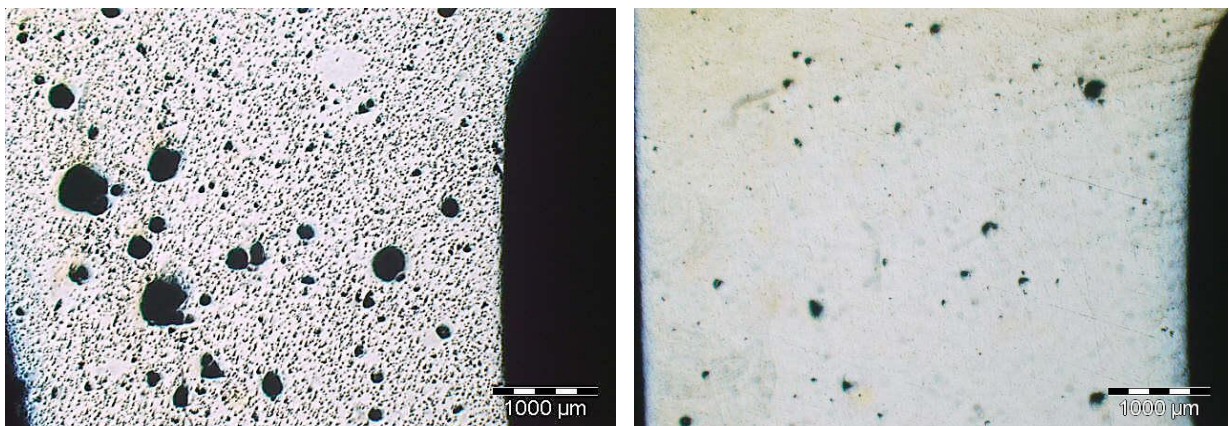


Figura 62: Liga A360: à esquerda peça com tratamento de homogeneização e à direita peça STT.

A análise da microestrutura também foi feita nas peças da liga A380 com o tratamento de envelhecimento artificial descrito anteriormente. Observando a figura 63, verifica-se a ocorrência de porosidades em toda a zona analisada.

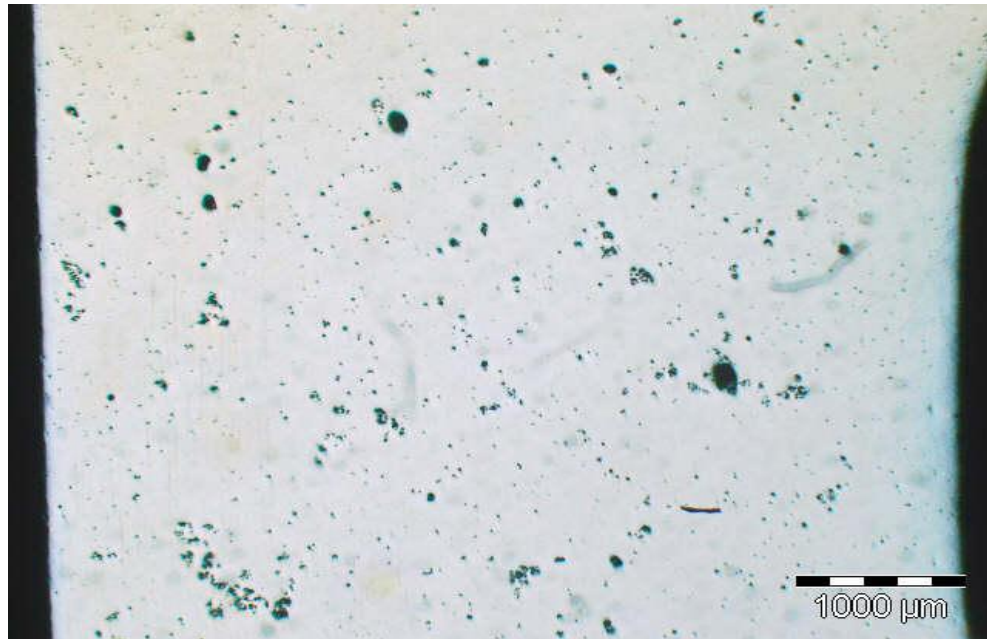


Figura 63: Liga A380, com tratamento na condição T5. Zona central.

As três figuras que se seguem (64, 65 e 66) mostram outros tipos de defeitos indesejáveis na microestrutura da peça, que são neste caso, os microrrechupes nas duas primeiras e na última, porosidades por gases aprisionados.

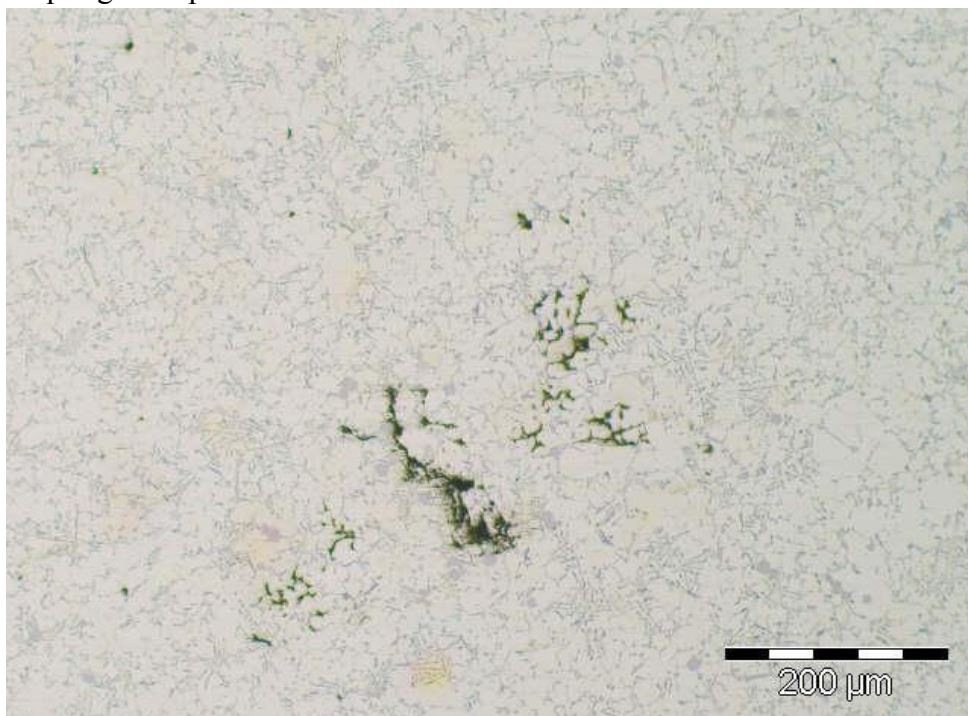


Figura 64: Liga A380. Microrrechupes na zona central da metade B.

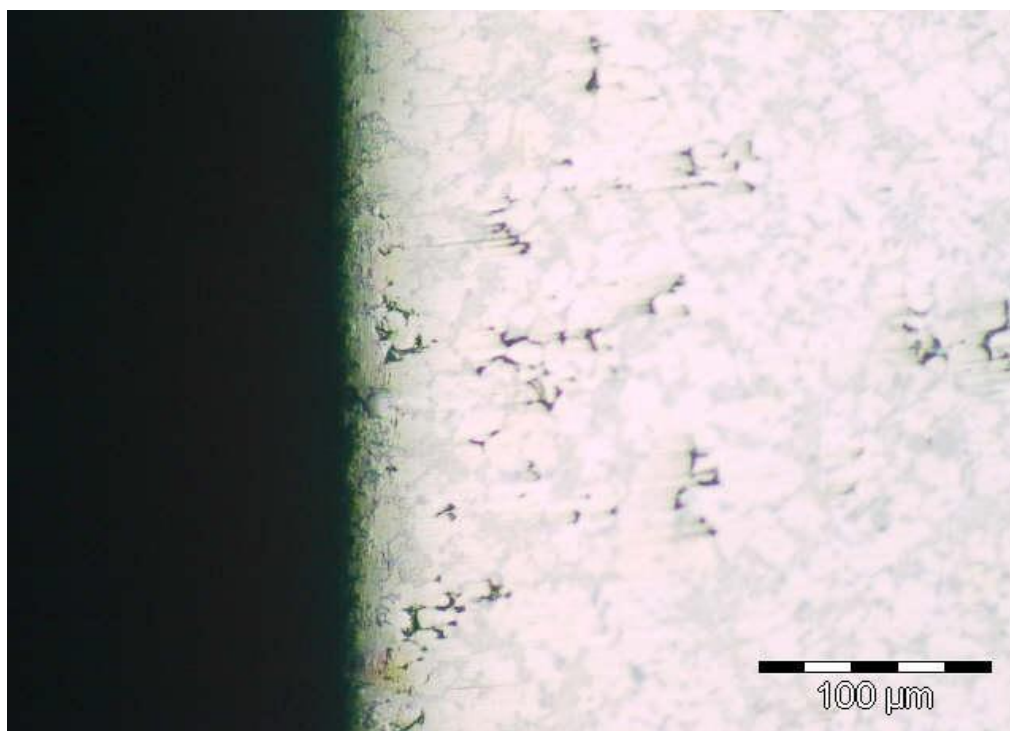


Figura 65: Liga A380. Microrrechupes na periferia da peça.

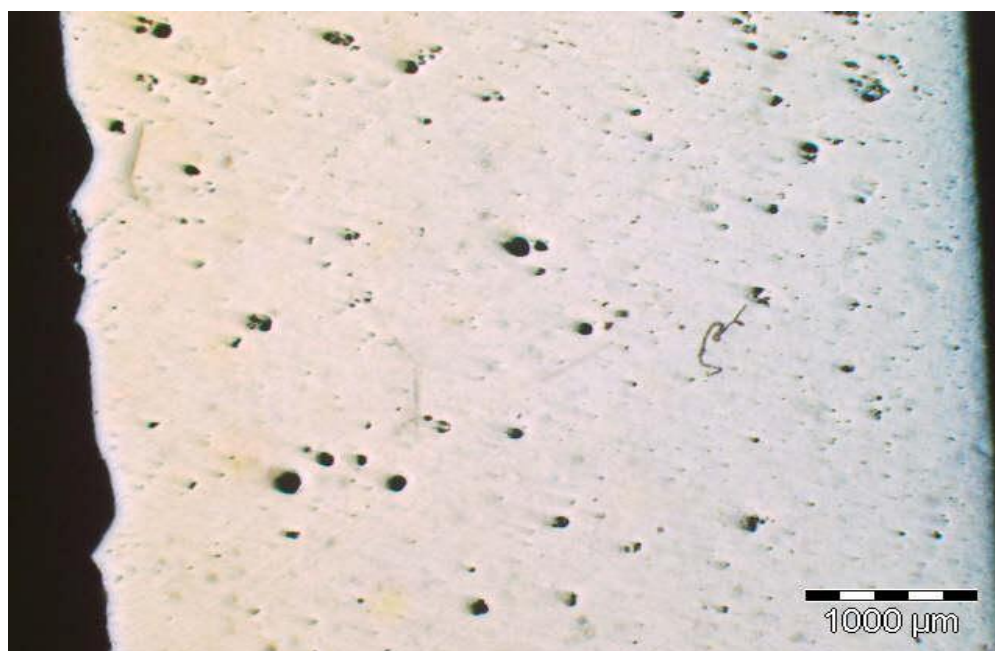


Figura 66: Liga A380. Peça com porosidades de gases aprisionados, na zona central e periferia da metade B.

Da análise de todos os tratamentos térmicos referidos anteriormente, retêm-se, que os melhores resultados em termos de obtenção de durezas com os tratamentos térmicos efetuados, foram obtidos pelas peças da liga A380, com um intervalo de durezas médias globais de 112 a 116HB, já as peças da liga A360 só conseguiram chegar com os mesmos tipos de tratamentos a um valor de 99HB.

A aplicação de um tratamento de homogeneização convencional a uma peça da liga A360 demonstrou que este foi prejudicial em termos de aumento da porosidade pois verifica-se a expansão das porosidades existentes na peça, o que implica um abaixamento da dureza para cerca de 60 HB.

A análise microestrutural levada à cabo, revela a existência de múltiplas porosidades nas peças causadas por microrrechupes e gases aprisionados nas zonas centrais das peças.

2ª Parte

4.4 Trabalho experimental realizado nesta tese

4.4.1 *Primeiro teste com homogeneização parcial seguido de envelhecimento artificial a 170°C*

O primeiro teste realizado baseou-se nas últimas inovações descritas, no presente trabalho, no capítulo 2. O método aplicado para este ensaio vai ser descrito de seguida. Pretende contornar o maior entrave que a homogeneização de peças de alumínio injectadas apresenta: a expansão das porosidades devido ao aumento da temperatura que leva por sua vez ao aumento da pressão, por parte dos gases aprisionados. O aumento das porosidades estraga por completo a peça, levando a uma enorme instabilidade dimensional.

Nota prévia, as peças utilizadas foram as mesmas do ensaio ocorrido no INEGI em 2009, o que vai permitir tirar mais algumas conclusões. Pode-se ver uma das amostras utilizadas na figura 67.



Figura 67: Amostra 19 da liga A360 sem tratamento térmico.

A liga em estudo, A360, foi submetida a um tratamento na condição T6: tratamento de homogeneização a 490°C, seguida de têmpera em água à temperatura ambiente (19,2°C), seguida de um envelhecimento artificial a 170°C. O tratamento foi levado a cabo num forno de ar circulante à temperatura de 490°C para a realização do tratamento de homogeneização. As amostras para cada lote foram colocadas no forno numa armação de aço, a fim de proporcionar taxas equivalentes de aquecimento para as amostras. Foram utilizados três termopares, um para medir a temperatura do forno, outro para medir a temperatura do primeiro patamar de amostras e um último para medir a temperatura do patamar superior com mais amostras.

O forno utilizado para os tratamentos de homogeneização é mostrado na figura 68.



Figura 68: Forno de ar circulante, utilizado para realizar as homogeneizações.

Deve-se realçar que o procedimento de homogeneização pretendido não foi atingido, apesar de se ter utilizado uma temperatura mais baixa que a ideal (505°C) para a liga A360, sendo a utilizada de 490°C , como é indicado pelo autor R. N. Lumley [37]. O patamar dos 490°C segundo esse mesmo estudo deveria ser atingido em cerca de 7 minutos, o que não se veio a comprovar na realidade [37]. Devido à falta de homogeneidade de aquecimento do forno, não foi possível atingir a mesma temperatura em todas as peças, pois as da prateleira superior demoraram cerca de 58 minutos a atingir os 490°C e passados 15 minutos as da prateleira inferior ainda não tinham atingido essa temperatura. Mas, para tentar evitar a completa ruína das amostras que atingiram os 490°C retiram-se estas do forno e procedeu-se ao arrefecimento rápido em água, durante 1 minuto. Os gráficos 2 e 3 mostram a evolução das temperaturas e transcrevem o que está na tabela 24. O aquecimento das peças em vez de ser de cerca de $70^{\circ}\text{C}/\text{min}$ foi de $7^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

Tabela 24: Evolução da temperatura das peças em cada um dos patamares do forno de homogeneização.

tempos (min)	T_cima (°C)	T_baixo (°C)
4	42	34
16	131	111
21	198	164
26	245	205
31	299	255
44	406	364
49	447	405
55	483	443
58	490	454
67	490	474
74	490	481

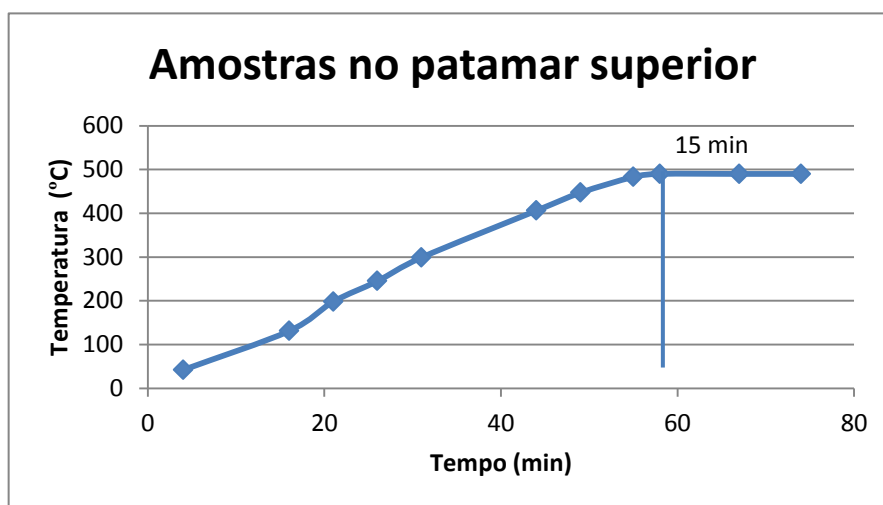


Gráfico 2: Aumento da temperatura no patamar superior das peças.

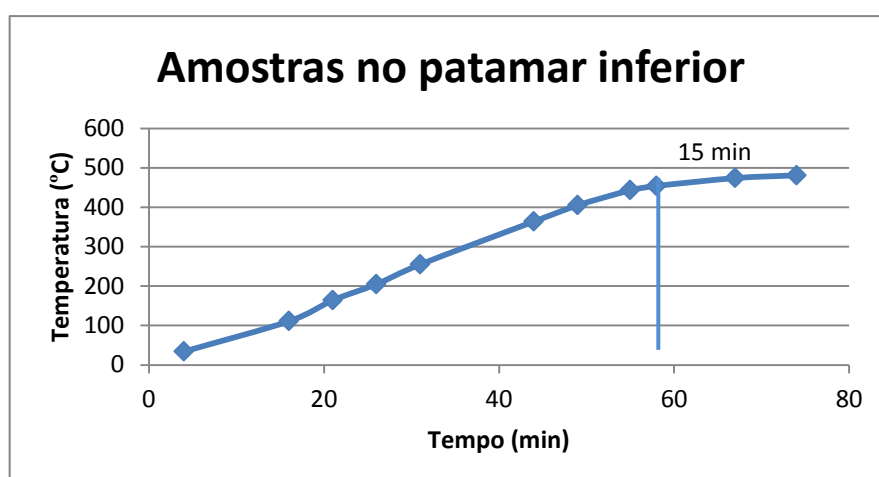


Gráfico 3: Subida da temperatura no patamar inferior das peças.

Este resultado mostra que o ciclo real foi bastante diferente do ciclo ideal para as amostras. A comparação do ciclo ideal (à esquerda), com o real (à direita) é apresentada no gráfico 4.

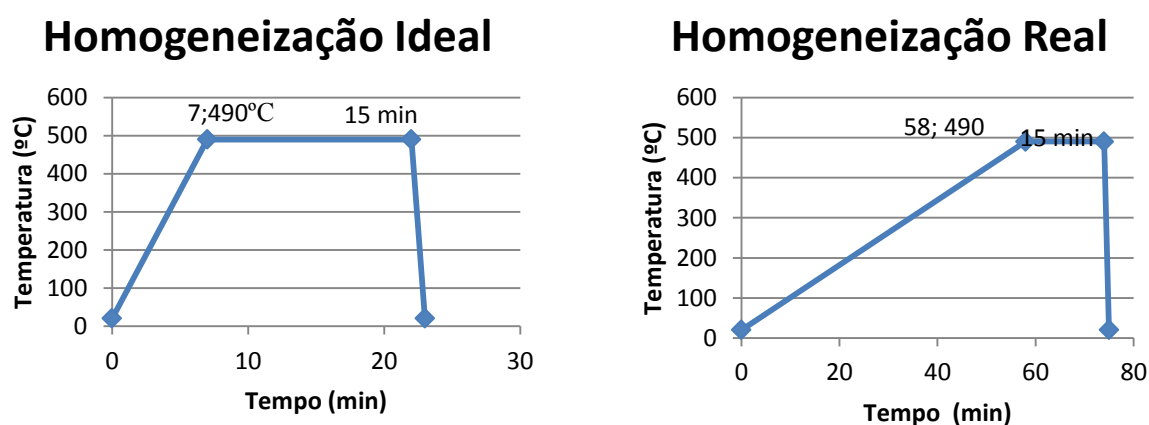


Gráfico 4: Diferença entre o ciclo ideal e o real da homogeneização.

A dureza foi medida utilizando um penetrador esférico, para obter a dureza de Brinell com uma carga igual à utilizada nos ensaios dos anos anteriores, para se seguir com a mesma metodologia de estudo, e cada resultado representa a média de pelo menos 3 ensaios de dureza efetuados. Devido aos diferentes níveis de porosidade dentro das amostras e à variabilidade inerente, os resultados obviamente afetados pela presença destes defeitos foram descartados e as medições repetidas. Como consequência, estes resultados foram considerados geralmente apenas para revelar as tendências em alterações de dureza nas ligas durante o envelhecimento, em vez de valores que são representativos do material em geral.

Foram cortadas secções de duas amostras, uma antes de todo o processo e uma outra após a homogeneização para uma posterior análise dos defeitos encontrados e análise microestrutural, utilizando para isso, microscopia óptica disponível na instituição. A figura 69 apresenta as peças cortadas.

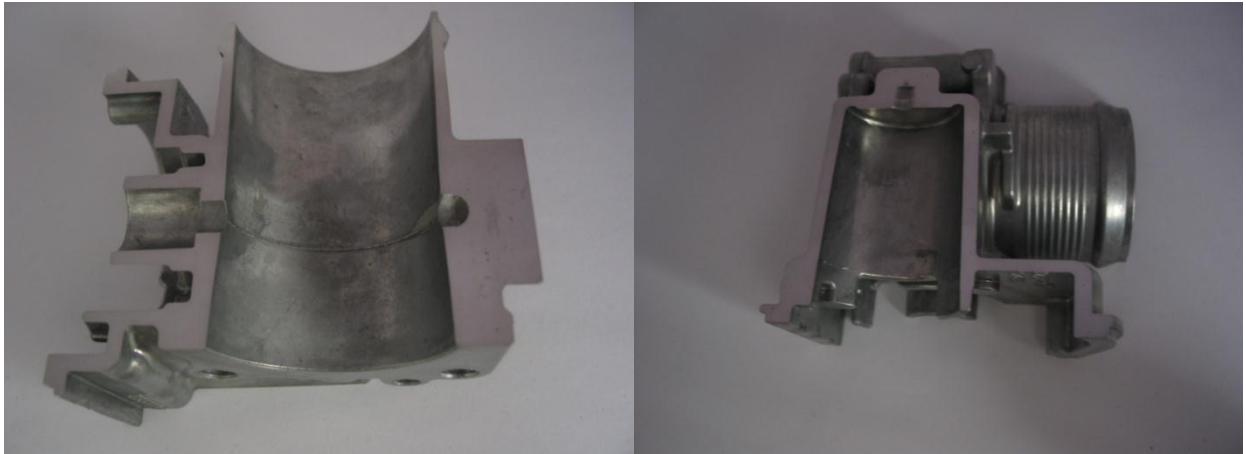


Figura 69: Exemplo do corte efetuado a uma amostra sem tratamento de homogeneização. Liga A360.

Para finalizar o procedimento para a elaboração deste ensaio, no gráfico 5 apresenta-se o tratamento real realizado na condição T6, ou seja, primeiro homogeneização seguida de envelhecimento artificial.

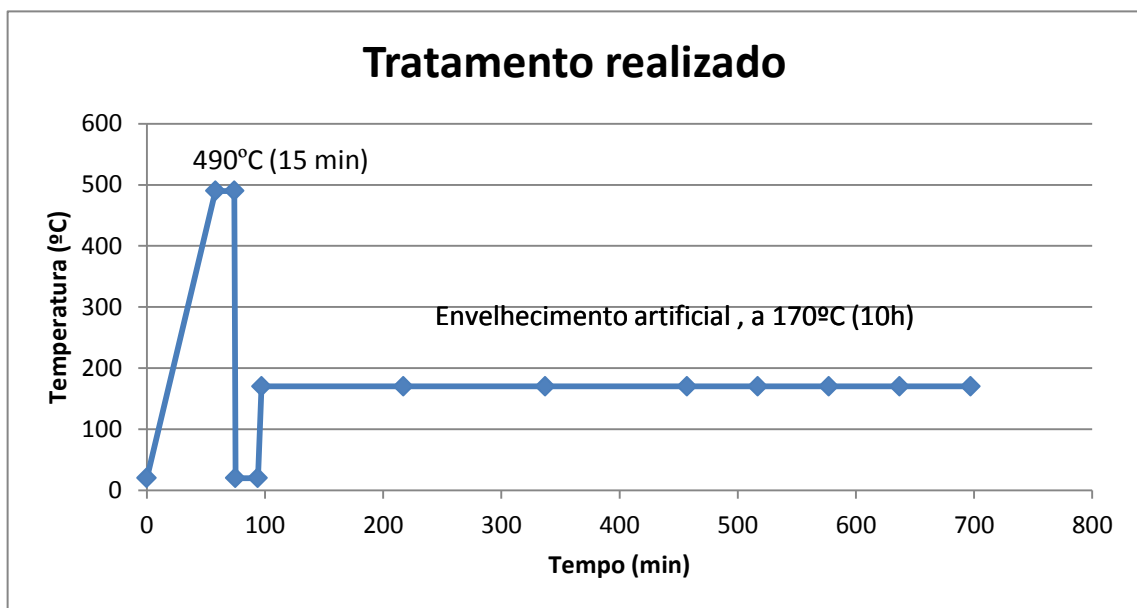


Gráfico 5: Tratamento real na condição T6.

Na figura 70 mostra-se uma amostra após tratamento térmico de homogeneização, destacando-se que o tratamento nas condições reais, tal como foi aplicado é inaceitável porque acrescenta defeitos às amostras. Além disso, a amostra tornou-se dimensionalmente instável, resultando na expansão em várias direções.



Figura 70: Duas perspectivas dos defeitos ocorridos durante a homogeneização da mesma peça.

Na figura 71, apresentam-se as microestruturas equivalentes sub-superficiais e é evidente que as porosidades internas se expandiram.

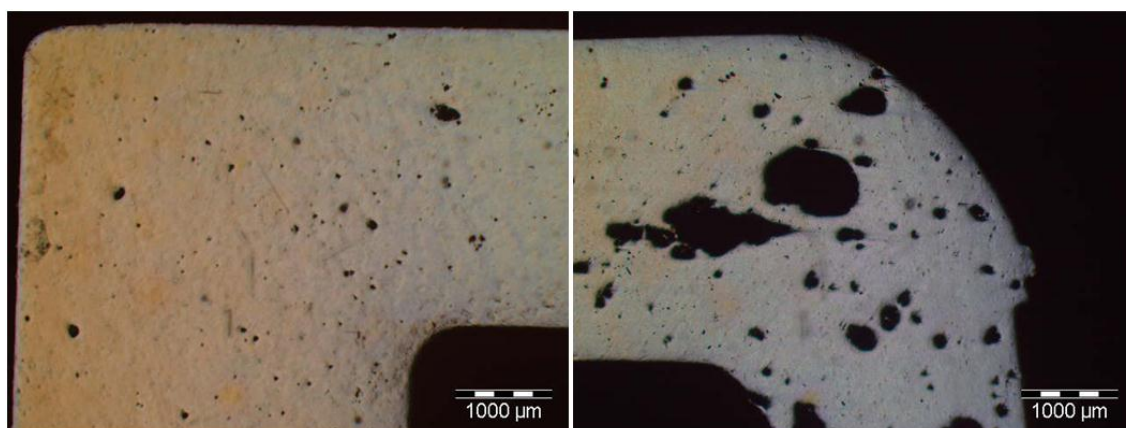


Figura 71: Microestrutura da liga A360, à esquerda antes do tratamento de homogeneização e à direita depois.

Na sequência das observações efetuadas, que mostram que o tratamento de homogeneização parcial a 490°C durante 15 minutos levou à inutilização das amostras, decidiu-se realizar só para verificação experimental, se a precipitação ocorreu como previsto, resultando no endurecimento da amostra. Decidiu-se prosseguir com o envelhecimento a 170°C, durante vários tempos para medição da dureza. Na tabela 25, apresentam-se os resultados obtidos.

Na figura 72, observa-se o efeito causado pela homogeneização na globalização do silício.

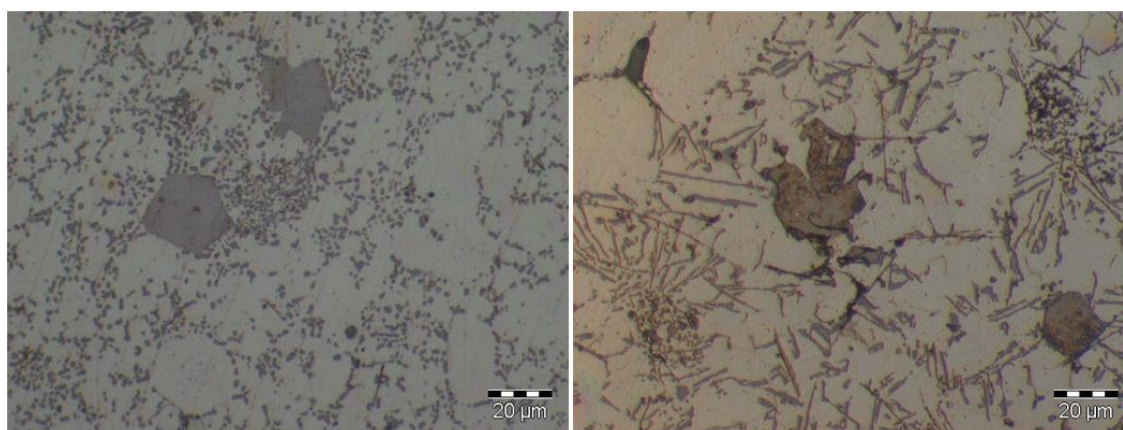


Figura 72: Comparação da microestrutura com homogeneização parcial, seguida de envelhecimento artificial à esquerda e à direita uma peça que só sofreu envelhecimento artificial na condição T5. Ambas com envelhecimento a 170°C.

Tabela 25: Durezas médias após envelhecimento a 170°C da liga A360.

Horas de tratamento	Dureza média (HB)
0	84
2	97
4	107
6	116
7	122
8	114
9	119
10	114

A dureza na hora zero corresponde ao valor obtido no final do tratamento de homogeneização parcial.

Não se traçou a curva que caracteriza a dureza em função do tempo de envelhecimento devido ao fato de não se ter a certeza de qual é mesmo o tempo em que se atinge a dureza máxima, porque ao longo do tratamento de envelhecimento retirou-se uma peça por hora para se efetuarem as medições de dureza. Como existe uma grande dispersão de durezas entre as amostras antes de qualquer tratamento esta também continua a existir durante o tratamento efetuado. A dureza máxima previa-se ser atingida às 8h de tratamento de envelhecimento artificial e tal não ocorreu, sendo este valor máximo atingido às 7h com 122HB.

Não se efetuaram ensaios de tração, para a obtenção das propriedades mecânicas, devido à expansão demasiado grande do nível da porosidade nas amostras o que impossibilitou a maquinação de provetes.

As principais conclusões que se podem retirar deste ensaio, são que os procedimentos adoptados não foram os mais eficazes para evitar porosidades, mas permitiram à liga de alumínio ter uma resposta favorável ao endurecimento por tratamento de envelhecimento artificial pois verificou-se um aumento da dureza. Este procedimento apesar de ter uma

perspetiva muito mais curta de tratamento de homogeneização em comparação com um convencional e também uma temperatura de tratamento mais baixo em relação aos normalmente utilizados em ligas de fundição de Al-Si-X, não foi eficaz, devido ao principal fato de as peças ficarem danificadas devido ao tempo que demorou a homogeneização a 490°C. De facto as peças começam a homogeneizar aos 420°C e desta temperatura até aos 490°C passaram mais de 12 minutos. Da leitura de artigos recentes as peças não podem estar mais de 20 minutos nas temperaturas de homogeneização [37].

4.4.2 Primeira evolução dos tratamentos térmicos não convencionais nas ligas de alumínio injectadas

Neste trabalho tentou-se implementar os conceitos adquiridos no estudo teórico.

Num mesmo conjunto de peças fornecidas pela Sonafi, realizaram-se três testes diferentes. No primeiro uma homogeneização parcial de 15 minutos com a contagem do tempo a partir dos 420°C seguida de envelhecimento a 170°C. No segundo uma homogeneização parcial de 15 minutos com a contagem do tempo a partir dos 470°C seguida de envelhecimento a 170°C. No terceiro vai-se realizar o tratamento na condição T5, ou seja, só envelhecimento artificial a 170°C. Todos estes testes tem como finalidade comparar o endurecimento final da liga após os diferentes tipos de tratamento para verificar qual a melhor opção.

4.4.2.1 Preparação para os tratamentos térmicos

Todas as peças cedidas pela Sonafi foram peças de refugo da liga A360, de fundição injectada convencional de câmara fria e arrefecida em túnel de vento, com defeitos desde os próprios defeitos de fabrico, defeitos superficiais e ainda algumas com somente algumas amolgadelas. Visto que estas são peças para serem testadas e mesmo destruídas em alguns casos, em principio estes defeitos não afetam os resultados finais.

Na figura 73, pode ver-se a peça marcada e verificar que a geometria da peça é a mesma das peças que foram testadas pelo INEGI durante o ano de 2011. Assim a marcação da peça foi feita no mesmo local e os cortes nas peças para uma futura análise microestrutural foram executados da mesma maneira e posição.



Figura 73: Peça da liga A360 STT. Dimensões gerais 115X90X80mm.

Em todas as 30 amostras desta bateria de testes realizou-se a medição da dureza para posterior comparação do envelhecimento natural (cerca de três semanas) com os resultados dos tratamentos implementados nestas.

A superfície de medição das durezas foi a que se pode ver na figura 74, sendo que para cada valor obtido foram executadas pelo menos três medições de dureza para se obter o resultado mais significativo.



Figura 74: Zona de realização da medição das durezas nas peças.

O valor médio da dureza obtida para as peças que vão ser tratadas, apresentam-se na tabela 26.

Tabela 26: Valor médio da dureza com três semanas de envelhecimento artificial.

Média global da dureza (HB)
86

Foi retirada do lote, sem tratamento térmico a peça número 1 para ser cortada e ser possível fazer comparações de microestrutura com outras amostras após o tratamento térmico.

4.4.3 Homogeneização parcial (15min a partir dos 420°C) seguida de envelhecimento artificial a 170°C

Com base nos resultados obtidos no primeiro teste de homogeneização realizado e na tentativa de fazer evoluir este conceito do primeiro teste, o forno foi pré aquecido a 490°C, com vista a permitir um aquecimento das peças até aos 420°C muito mais rápido que o ocorrido no teste anterior. Continua a verificar-se que o tempo de aquecimento das peças continua a ser bem superior ao indicado pelos estudos consultados ao longo deste trabalho, logo decidiu-se começar a contar o tempo a partir dos 420°C.

A preparação das amostras para serem homogeneizadas pode ver-se na figura 75, com a armação de aço, dois patamares de amostras, cada um com um termopar para medir a temperatura local.



Figura 75: Preparação das peças para a homogeneização.

As peças estudadas da liga A360 estavam à temperatura de cerca de 15°C quando foram introduzidas no forno. O forno como já foi dito foi pré aquecido à temperatura de tratamento térmico, e durante a abertura do forno para iniciar o tratamento, a temperatura baixou cerca de 50°C. Outro ponto a realçar é que após o tratamento as peças foram temperadas em água durante 30s.

Na tabela 27 e no gráfico que se segue, pode ver-se a evolução da temperatura nos dois patamares de peças ao longo de todo o tratamento térmico.

Tabela 27: Evolução da temperatura das peças dentro do forno.

	Tempo (min)	P_Superior (°C)	P_Inferior (°C)
	0	15,2	14,9
	13	420	411
Contagem dos 15 min do tratamento térmico	14	428	420
	19	458	450
	23	569	561
	26	475	467
	29	478	470

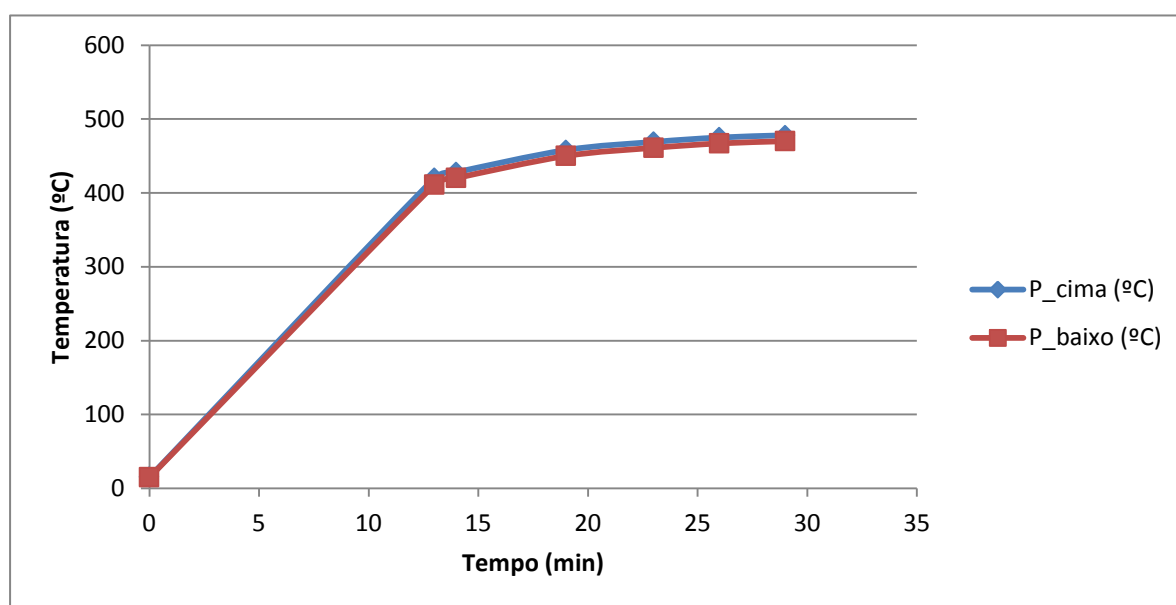


Gráfico 6: Subida de temperatura nos dois andares de peças dentro do forno de homogeneização.

Como resultados, começa-se por mostrar nas figuras 76 e 77, duas perspetivas diferentes da mesma peça após a homogeneização parcial.

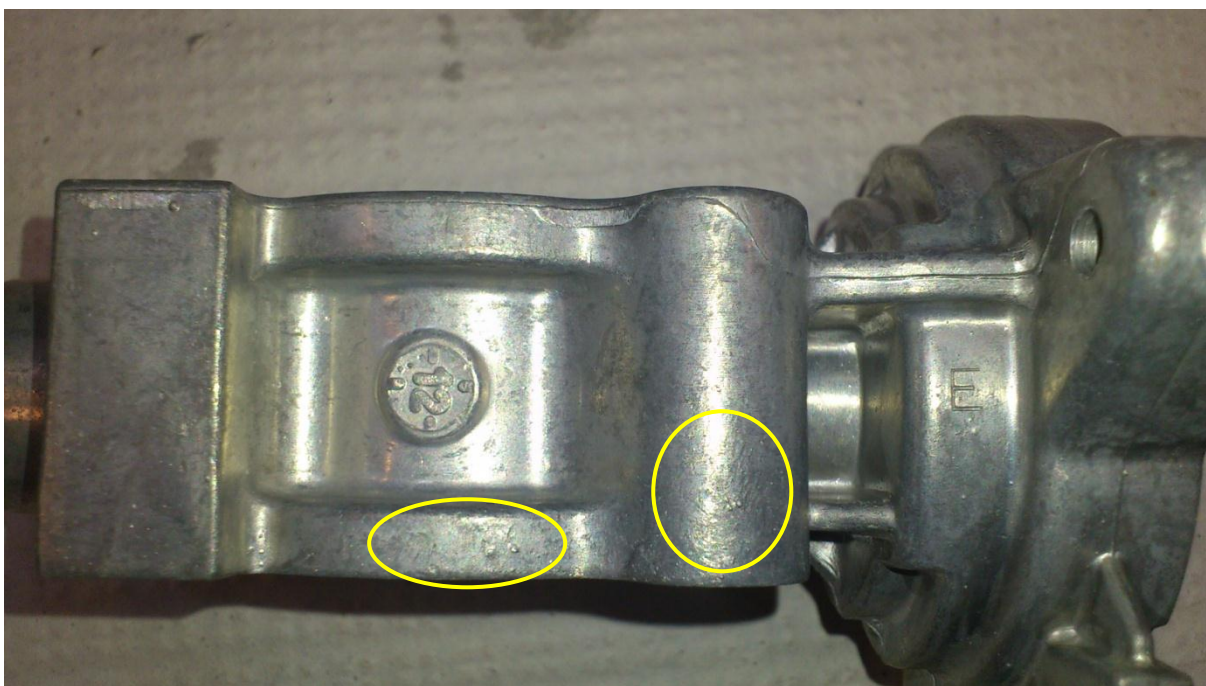


Figura 76: Vista lateral da peça com bolhas, que apareceram após a homogeneização.

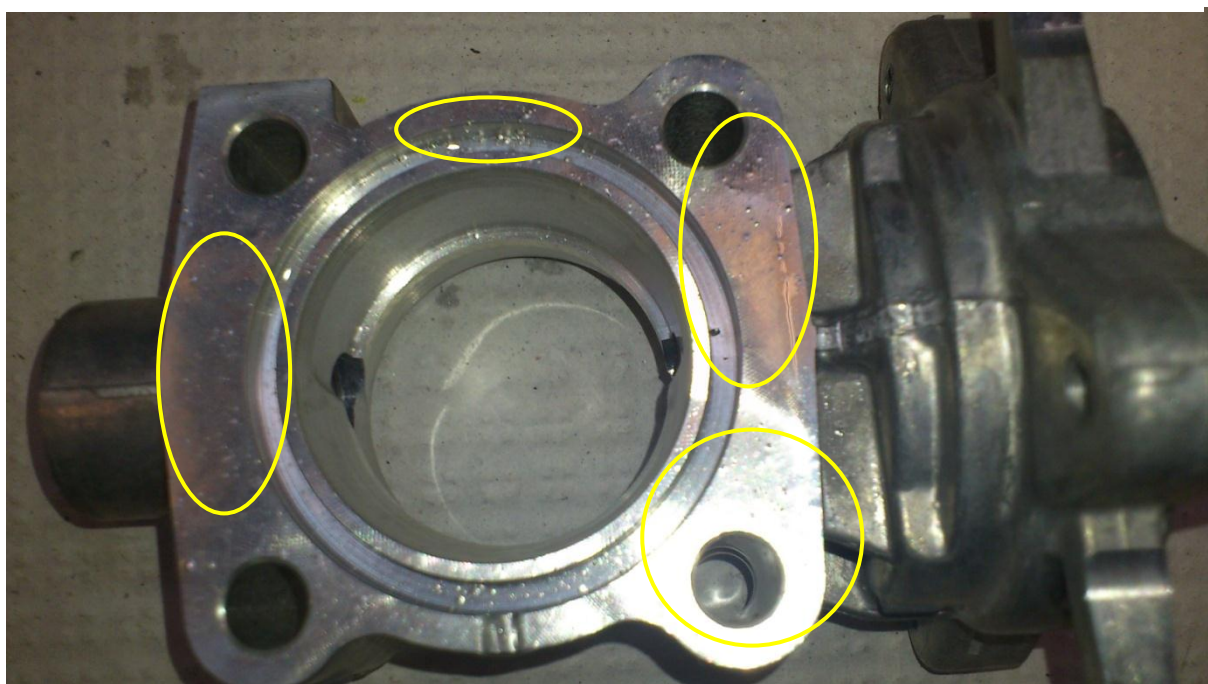


Figura 77: Outra vista da mesma peça, onde se observa na parte maquinada, uma maior incidência de bolhas.

Da observação destas duas figuras é de realçar que se torna impraticável este tipo de tratamentos nestas peças, pois apesar de na parte que não é trabalhada aparecerem um número muito reduzido de bolhas, na superfície maquinada aparece um número considerável destas, apesar de serem pequenas (a figura está um pouco ampliada para realçar estes mesmos defeitos). Como é bem visível este tratamento apesar de ter muito melhores resultados que o primeiro ainda necessita de uma certa evolução para poder ser aplicado em peças de fundição injetada convencional.

No entanto, decidiu-se prosseguir com a restante análise para se verificar se os valores de dureza obtidos estão de acordo com o descrito na literatura.

O valor da dureza atingida após a homogeneização é a média da medição da dureza em quatro amostras diferentes, sendo que duas são do patamar inferior e as outras duas do patamar superior, com medições de pelo menos três durezas por amostra. Na tabela 28 podemos ver o resultado da média geral do valor obtido da dureza nas quatro amostras.

Tabela 28: Valor médio da dureza após homogeneização parcial.

Média global da dureza (HB)
69

Na figura 78, mostra-se a diferença entre a uma peça sem tratamento térmico e uma peça que sofreu homogeneização.

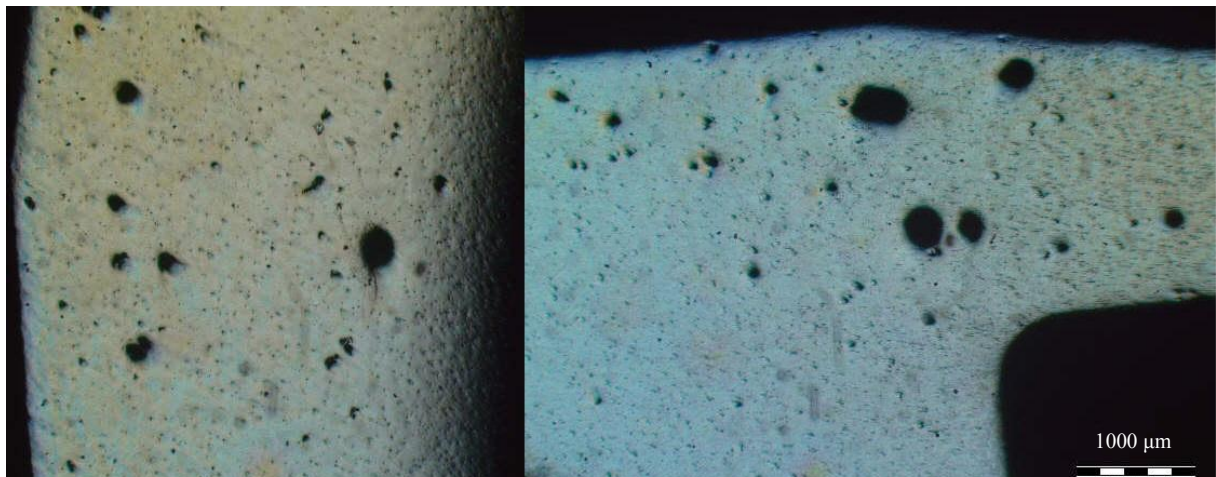


Figura 78: À esquerda imagem da microestrutura da peça sem tratamento térmico e à direita a imagem da microestrutura da peça após homogeneização.

Na sequência das observações efetuadas, que mostram que o tratamento de homogeneização parcial a partir dos 420°C durante 15 minutos levou à inutilização das peças, decidiu-se realizar só para futuras comparações, se a precipitação ocorreu como previsto, de forma a dar resposta ao endurecimento estrutural. Decidiu-se efetuar o envelhecimento a 170°C tal como previsto, durante vários tempos para medição da evolução da dureza ao longo do tempo, com vista a efetuar comparações entre os diferentes tratamentos térmicos.

Na figura 79 pode-se observar os benefícios da homogeneização parcial na esferoidização do silício.

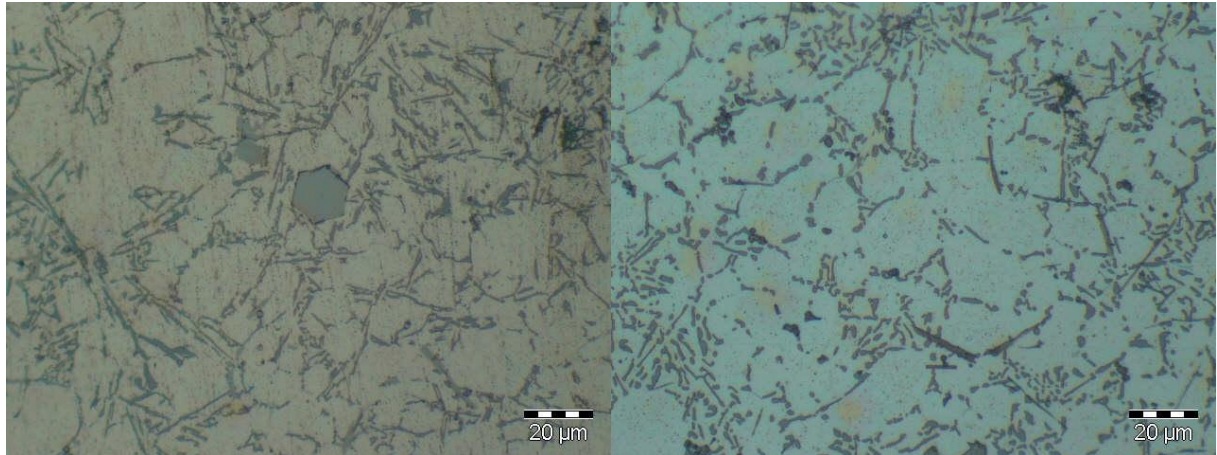


Figura 79: Microestrutura, à esquerda sem tratamento térmico e à direita com homogeneização parcial.

Na figura 80 mostra-se o forno que foi utilizado para fazer todos os envelhecimentos artificiais a 170°C.



Figura 80: Forno utilizado para fazer todos os envelhecimentos artificiais.

Na tabela 29 mostram-se os valores das durezas médias alcançadas ao longo de todo o tratamento, considerando as 10 peças tratadas.

Tabela 29: Dureza média em função do tempo após homogeneização, seguida de envelhecimento artificial a 170°C da liga A360 (média de todas as peças).

Tempo (h)	Dureza média (HB)
0	69
1	73
2	79
3	72
4	94
5	93
6	88
7	89
8	93
9	93
10	99

Os gráficos 7 e 8 retratam a evolução da dureza em função do tempo de tratamento de envelhecimento. O gráfico 7 apresenta os valores da tabela 29 e o gráfico 8 a evolução de cada peça ao longo do tempo de tratamento.

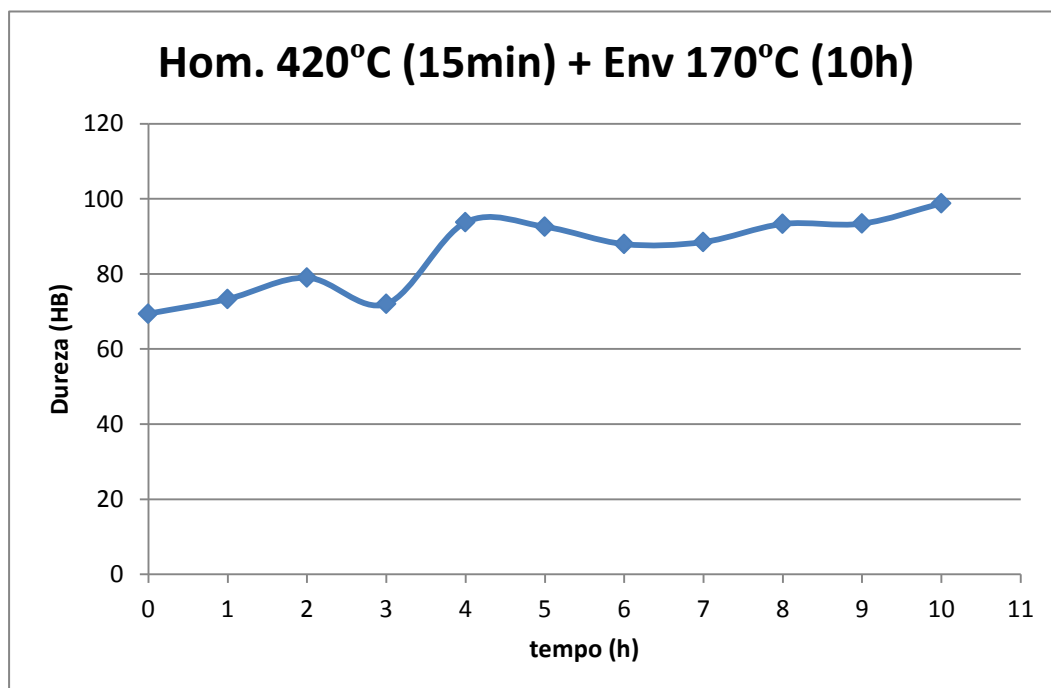


Gráfico 7: Evolução geral do endurecimento (dureza) ao longo do tempo de envelhecimento, valores da tabela 29.

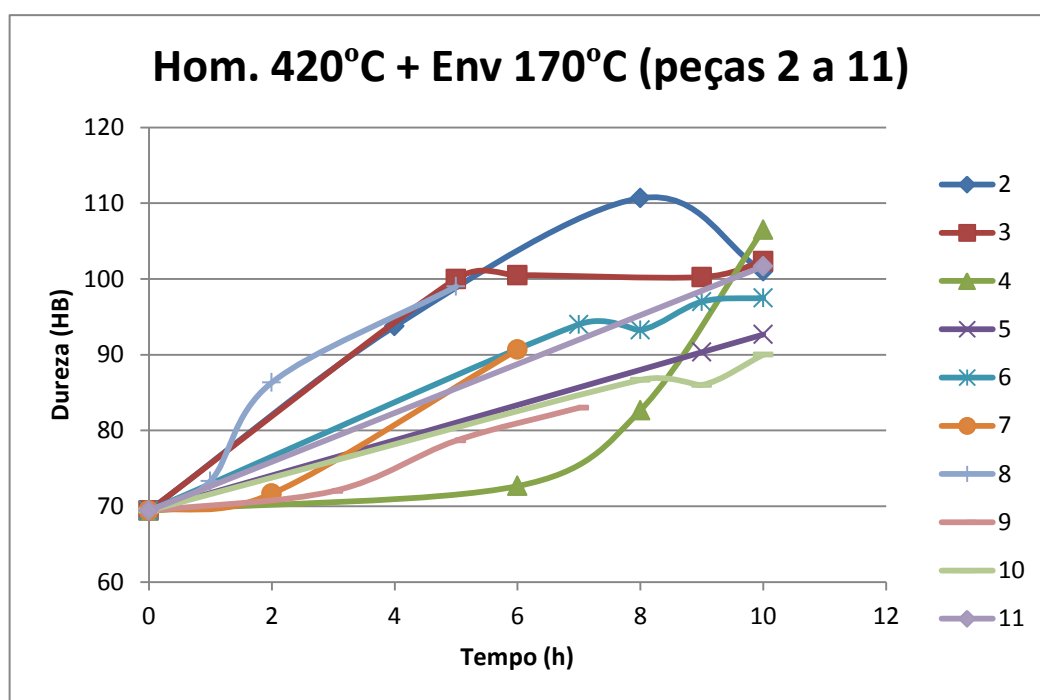


Gráfico 8: Evolução do endurecimento (dureza) peça a peça ao longo do tempo de envelhecimento.

Da análise deste último gráfico nota-se claramente uma dispersão dos resultados do endurecimento entre as peças, realçando que o valor máximo de endurecimento foi da peça 2 com um valor de 111 HB para cerca de 8h de tratamento. Uma explicação plausível para esta discrepância é a temperatura interna do forno não ser uniformemente distribuída no seu interior.

O aumento registado na dureza ao longo do processo de envelhecimento artificial, em relação ao valor obtido após homogeneização é de 69 para 111HB, demonstrando uma evolução conseguida em relação ao envelhecimento natural que foi de 86-111HB

4.4.4 Homogeneização parcial (15min a partir dos 470°C) seguida de envelhecimento artificial a 170°C

Neste tratamento o forno de ar circulante encontra-se na mesma a 490°C (pré aquecimento), com vista a permitir um aquecimento das peças até aos 470°C muito mais rápido. Mas continua-se a verificar que o tempo de aquecimento continua a ser muito lento, tal como verificado no teste anterior. A metodologia adotada é de começar a contar o tempo de tratamento (15 minutos) a partir dos 470°C.

O número de peças utilizadas neste teste é o mesmo que no anterior teste, ou seja, um total de 10 peças.

A preparação das amostras para a homogeneização foi a mesma adotada no teste anterior.

As peças são da mesma liga e estavam a temperatura ambiente (19°C). O forno como já foi dito foi pré aquecido para a temperatura de tratamento térmico. A quando da abertura da porta do forno e até as peças serem lá colocadas, ocorreu uma queda de temperatura de 50°C. Outro ponto a realçar é que após o tratamento as peças foram temperadas em água durante 30s.

A curva de temperaturas dentro do forno foi idêntica à do ensaio anterior. É de realçar, o facto de ter demorado cerca de 25 minutos a atingir os 470°C. As peças atingiram uma temperatura final de 483°C.

Nas figuras 81 e 82, mostram-se duas perspetivas diferentes da mesma peça após a homogeneização parcial.



Figura 81: Perspetiva lateral da peça, após homogeneização parcial. Nota-se o aparecimento de algumas (poucas) bolhas superficiais.

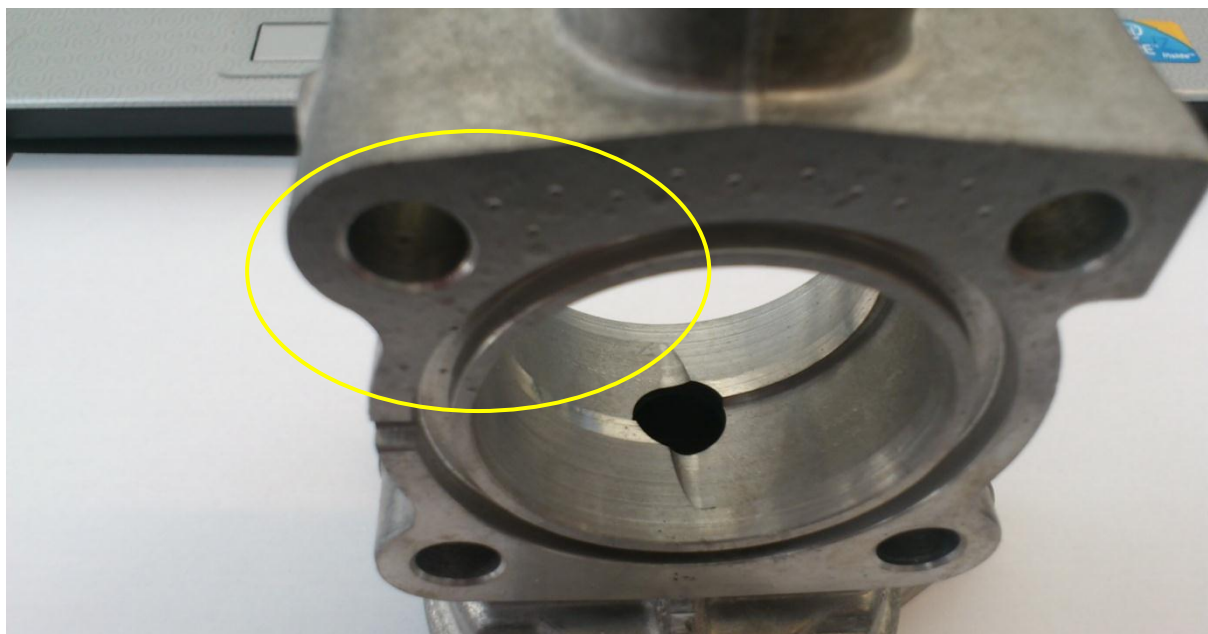


Figura 82 Outra perspetiva da mesma peça. Observa-se na parte maquinada uma maior quantidade de bolhas.

Pela observação destas duas figuras anteriores, pode-se ver que o aparecimento de bolhas superficiais continua a afetar o tratamento térmico (o fenómeno tem essencialmente a mesma incidência que no tratamento a 420°C), como já era de se prever devido ao facto do mesmo ter ocorrido com o mesmo tipo de tratamento a temperaturas inferiores. Assim, torna-se impraticável aplicar com sucesso este tipo de tratamento, nestas peças da liga A360.

Decidiu-se seguir com o resto do processo, ou seja, o envelhecimento para obtenção de valores e comparação de resultados.

O valor da dureza atingida após a homogeneização é a média da medição da dureza em quatro amostras diferentes, sendo que duas são do patamar inferior e as outras duas do patamar inferior, com medições de pelo menos três durezas por amostra, para termos um resultado com melhor aproximação ao real naquela zona. Na tabela 28 podemos ver o resultado da média geral do valor obtido da dureza nas quatro amostras.

Tabela 30: Valor médio da dureza após homogeneização parcial.

Média global da dureza (HB)
68

Na figura 83, mostram-se as microestruturas onde é evidente a presença de porosidades internas expandidas, sendo notória a diferença entre a uma peça sem tratamento térmico e uma peça que sofreu homogeneização.

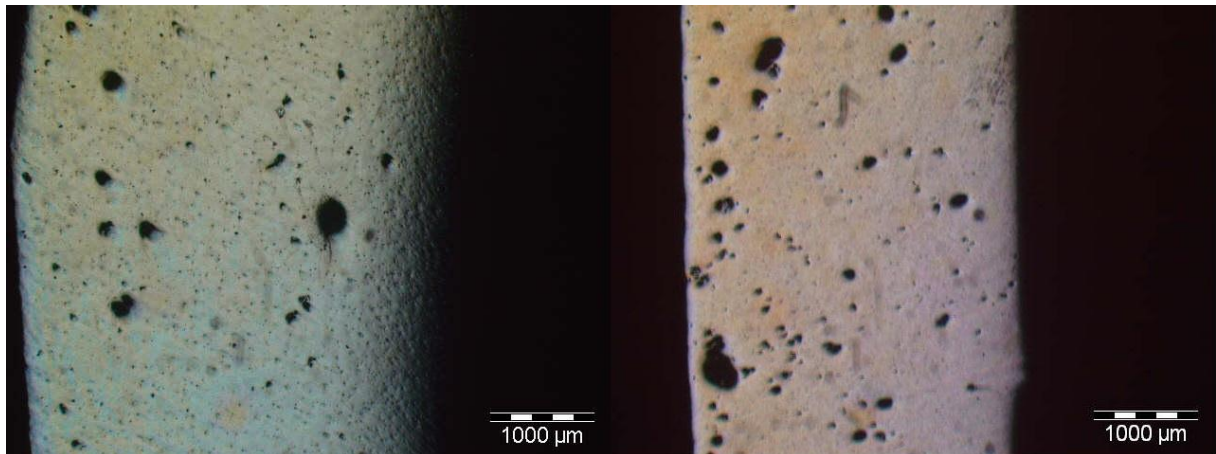


Figura 83: À esquerda imagem da microestrutura da peça STT e à direita a imagem da microestrutura da peça após homogeneização.

De realçar que apesar de as porosidades terem aumentado por causa da pressão interna provocada pelo ar colapsado no interior da peça, este nível elevado de porosidade já era muito elevado e mesmo de grande dimensão noutra peça do mesmo lote que não teve nenhum tratamento térmico. Mas como as peças são de refugo, pode ter sido isto mesmo que levou as peças serem consideradas de refugo.

A sequência das observações efetuadas, mostram que o tratamento de homogeneização parcial a partir dos 470°C durante 15 minutos, leva à inutilização das peças. No entanto, pela mesma razão do teste anterior decidiu-se prosseguir com o teste, para a recolha de dados científicos

que possam ajudar na evolução deste tipo de tratamentos térmicos na indústria de fundição injetada.

Na figura 84 podem-se observar os benefícios da homogeneização parcial para a globalização do silício.

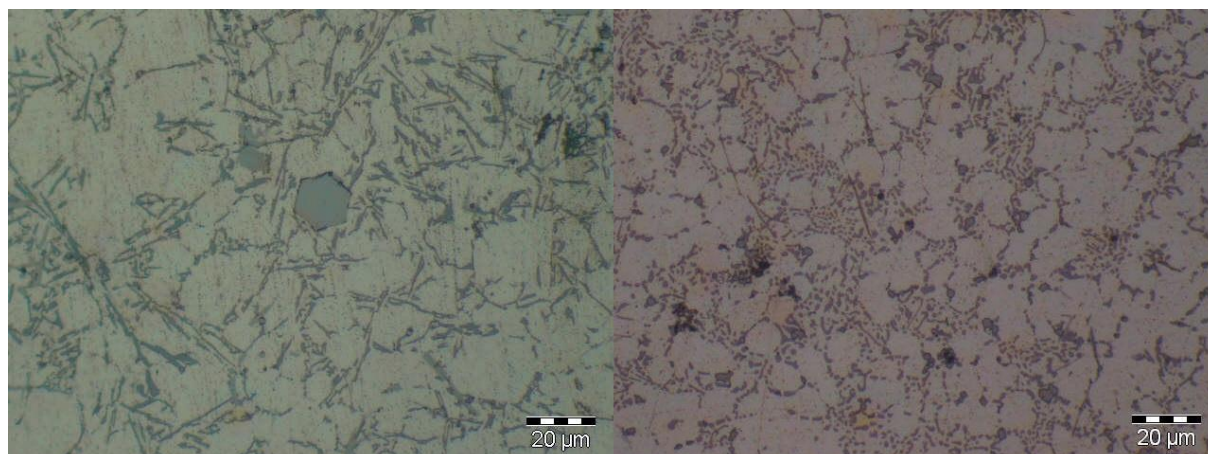


Figura 84: Comparação microestrutural, à esquerda STT e à direita com homogeneização parcial.

Na tabela 31 mostram-se os valores das durezas médias alcançadas ao longo de todo o tratamento.

Tabela 31: Dureza média em função do tempo alcançada após homogeneização, seguida de envelhecimento artificial a 170°C da liga A360. Média de 10 amostras.

Tempo (h)	Dureza média (HB)
0	68
1	73
1,75	80
3,75	91
4	99
5	93
7	98
8	100
9	105
24	98

Seguindo a mesma ordem de raciocínio e adoptado nos testes anteriores, apresentam-se nos gráficos 8 e 9 os resultados obtidos na medição da dureza nas peças. No gráfico 8 retrata-se a evolução do endurecimento geral (expõe os valores da tabela 31) e no 9 à evolução peça a peça do endurecimento alcançado.

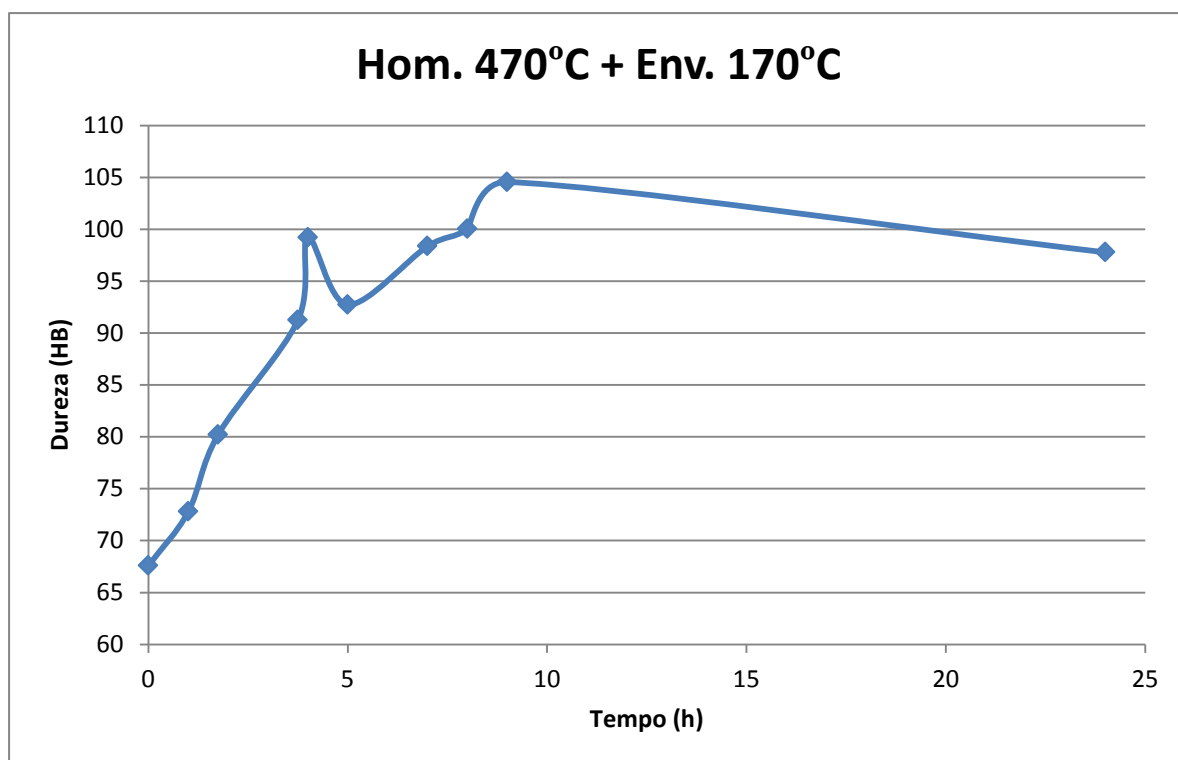


Gráfico 9: Evolução geral do endurecimento (dureza) ao longo do tempo de envelhecimento.

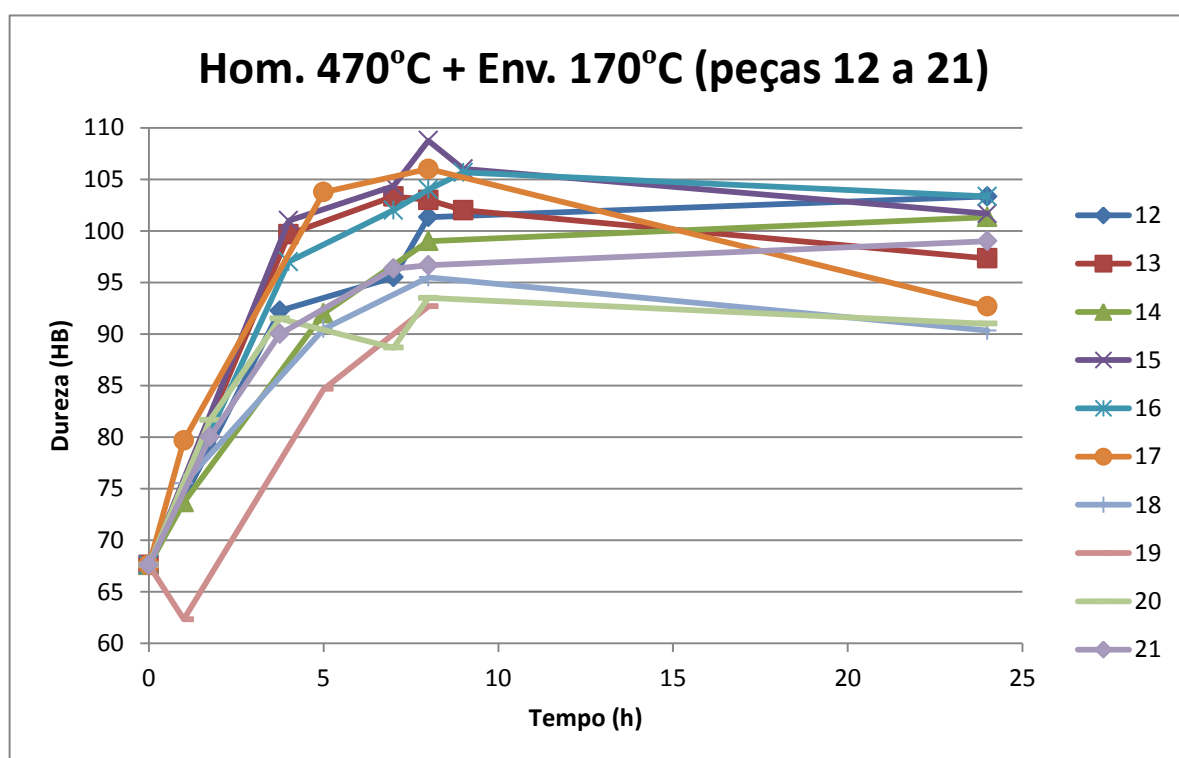


Gráfico 10: Evolução do endurecimento (dureza) peça a peça ao longo do tempo envelhecimento.

Da análise deste último gráfico nota-se claramente uma dispersão dos resultados do endurecimento entre as peças, realçando que o valor máximo de endurecimento foi da peça 15 com um valor de 109 HB para um tempo de cerca de 8h. Os dois valores mais altos de dureza alcançados foram atingidos ao fim de 8h de envelhecimento, mas o tempo que teve maior média de dureza foi atingido às 9h de envelhecimento e isto deve-se ao fato de nas 8h ter-se medido a dureza em todas as amostras, enquanto no caso das 9h só ter sido medido em três peças. A explicação plausível para esta discrepância é a temperatura interna do forno não ser uniformemente distribuída.

O aumento da dureza ao longo do processo de envelhecimento artificial, em relação ao valor obtido após homogeneização é de 58%, já a evolução conseguida em relação ao envelhecimento natural foi de 27%.

4.4.5 Envelhecimento artificial na condição T5 da liga A360 a 170°C

Continuando como planeado, o tratamento que agora vai ser descrito, é um envelhecimento artificial na condição T5 a 170°C. Para a realização deste tratamento térmico utilizou-se um total de 9 peças de refugo que foram cedidas pela Sonafi.

As peças estudadas da liga A360 estavam à temperatura ambiente de 20°C quando foram metidas no forno.

O forno utilizado foi o mesmo, no qual foram feitos os outros envelhecimentos, sendo que o forno já estava pré aquecido a 170°C tal como nos outros envelhecimentos realizados.

Como resultados, mostram-se as figuras 85 e 86 que são duas perspetivas diferentes da mesma peça após o envelhecimento artificial.

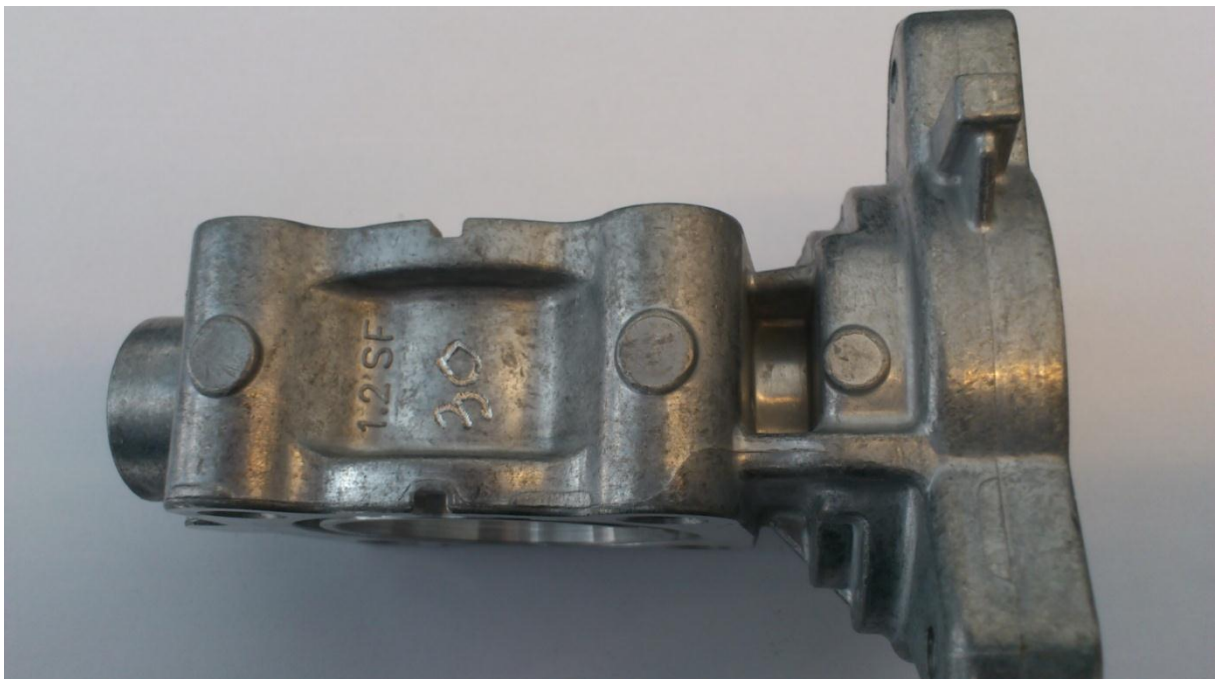


Figura 85: Perspetiva lateral da peça, após o envelhecimento artificial na condição T5 a 170°C, denotando-se claramente a ausência de bolhas superficiais provocada pelo tratamento térmico.

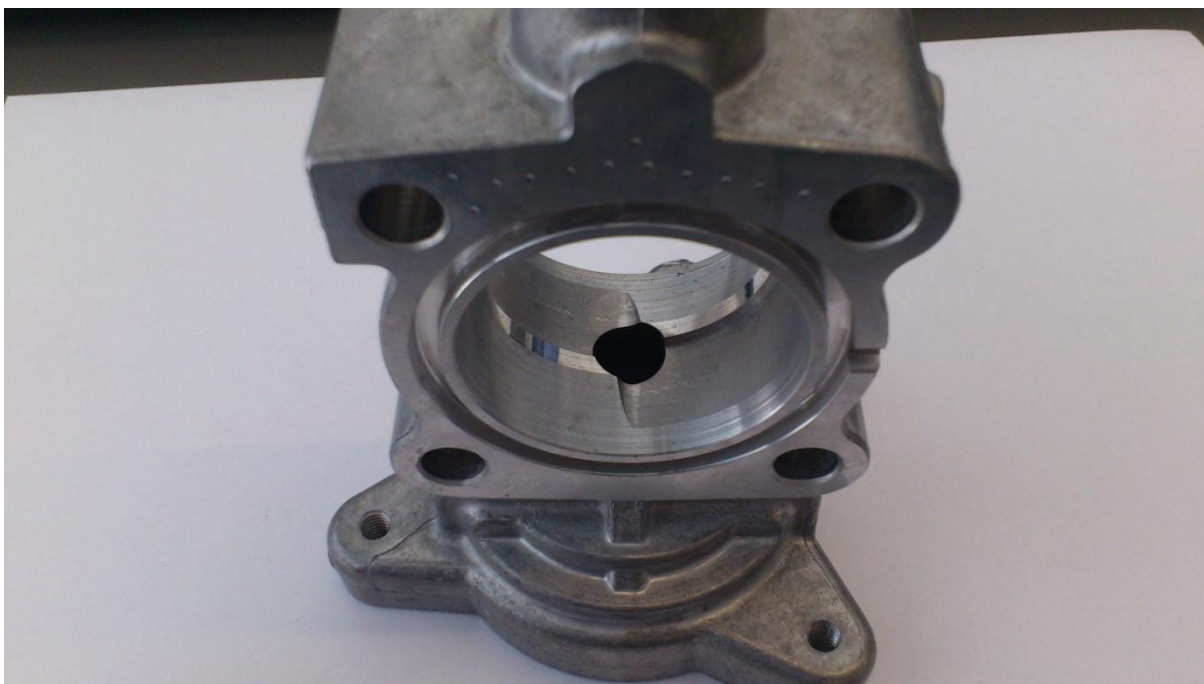


Figura 86: Outra perspetiva da mesma peça. Continua a verificar-se a completa ausência de bolhas superficiais causadas pelo tratamento térmico.

Pela observação destas duas figuras anteriores, pode-se ver que o aparecimento de bolhas e alterações dimensionais não se verificou, o que vem comprovar mais uma vez que a homogeneização a altas temperaturas é praticamente impossível de se realizar em peças de fundição injectada de ligas de alumínio.

A evolução da dureza ao longo do envelhecimento é mostrada na tabela 32. O primeiro valor mostrado na tabela, corresponde ao valor obtido por envelhecimento natural (temperatura ambiente), durante cerca de três semanas. Nos gráficos 11 e 12 apresentam-se respetivamente os valores globais e por amostra.

Tabela 32: Dureza média em função do tempo alcançada após envelhecimento artificial a 170°C da liga A360.

Tempo (h)	Dureza média (HB)
0	86
1	86
1,5	88
3	97
3,5	94
4	96
5	100
6	98
8	101
8,5	100
11	103

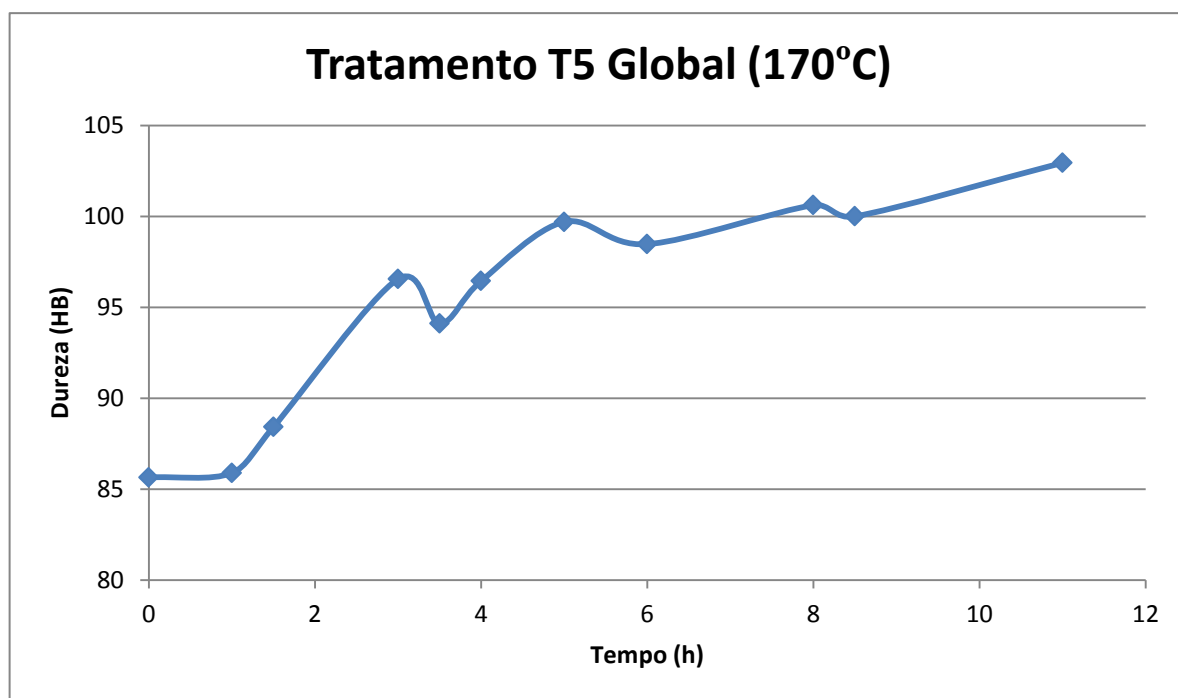


Gráfico 11: Evolução da dureza da média de todas as peças ao longo do tempo envelhecimento.

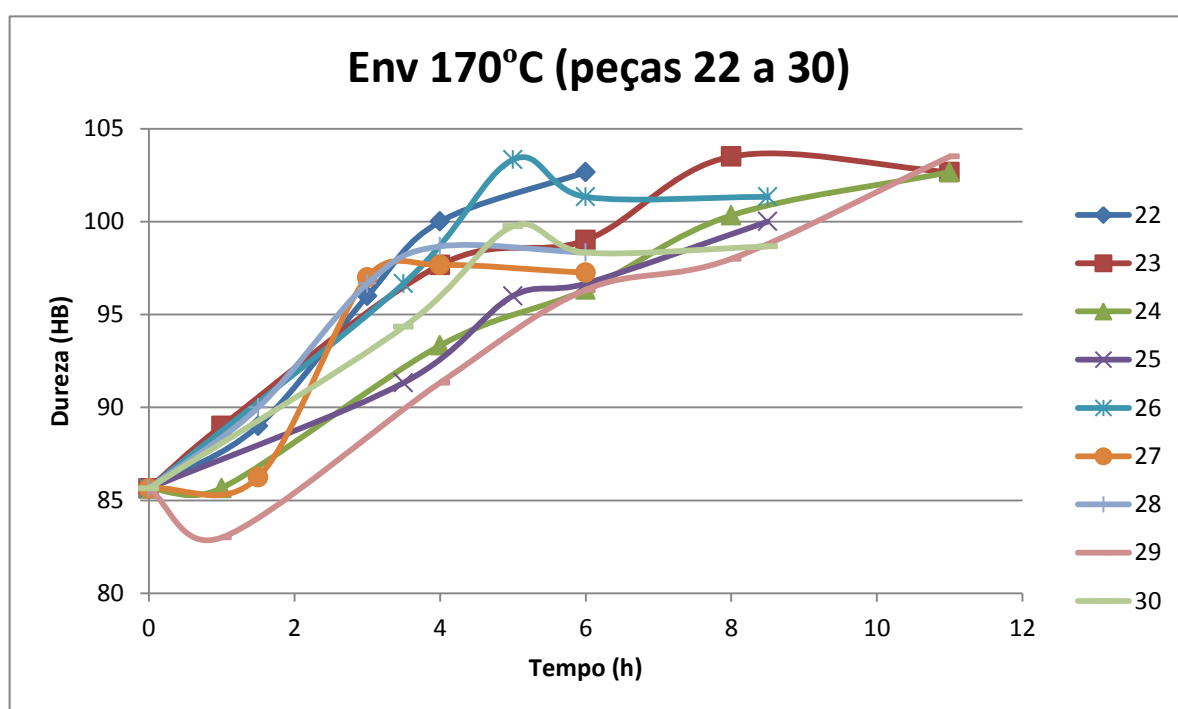


Gráfico 12: Evolução da dureza peça a peça ao longo do tempo envelhecimento.

Da análise deste último gráfico denota-se claramente uma dispersão dos resultados do endurecimento entre as peças, realçando que o valor máximo de endurecimento foi da peça 23 com um valor de 104 HB, sendo que esta medição foi efetuada com 8 horas de tratamento. Mas como se pode ver através da análise dos dois gráficos o conjunto de medições com a dureza mais elevada foi alcançado num conjunto de três peças com 11 horas de

envelhecimento. A explicação plausível para esta discrepância é que a temperatura interna do forno não é homogênea.

Este tratamento foi interrompido às 11h de tratamento, pois o forno teve falha de corrente elétrica e quando se verificou tal situação as peças continuavam no forno mas este estava a uma temperatura de 90°C e a justificação de se apresentarem algumas peças cuja última medição foi efetuada somente com 6 horas de envelhecimento. Não se chegou a determinar a hora de pico de endurecimento.

O aumento da dureza ao longo de todo o envelhecimento artificial foi de cerca de 20%.

Assim, como o valor da evolução do endurecimento em relação ao alcançado pela homogeneização seguidas de envelhecimento foi na mesma ordem que a obtida neste tratamento, não compensa fazer homogeneização parcial neste tipo de peça desta liga, pois para além de não trazer benefícios superiores no ponto de vista do endurecimento, também altera irremediavelmente a suas dimensões, ou seja, provoca alterações dimensionais nas peças.

Na figura 87, mostram-se as microestruturas onde é evidente que o nível de porosidades permanece essencialmente constante numa peça com e sem tratamento térmico.

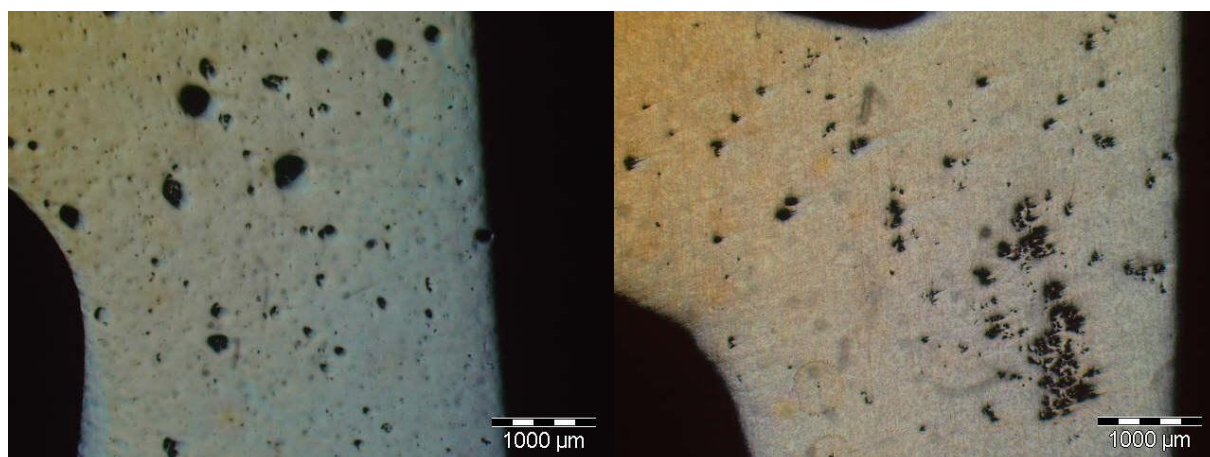


Figura 87: A imagem à esquerda mostra o nível de porosidades de uma peça STT e à direita numa peça envelhecida na condição T5.

Na figura 88 podem observar-se as microestruturas das peças que foram envelhecidas e a diferença para peças que não tiveram nenhum tratamento.

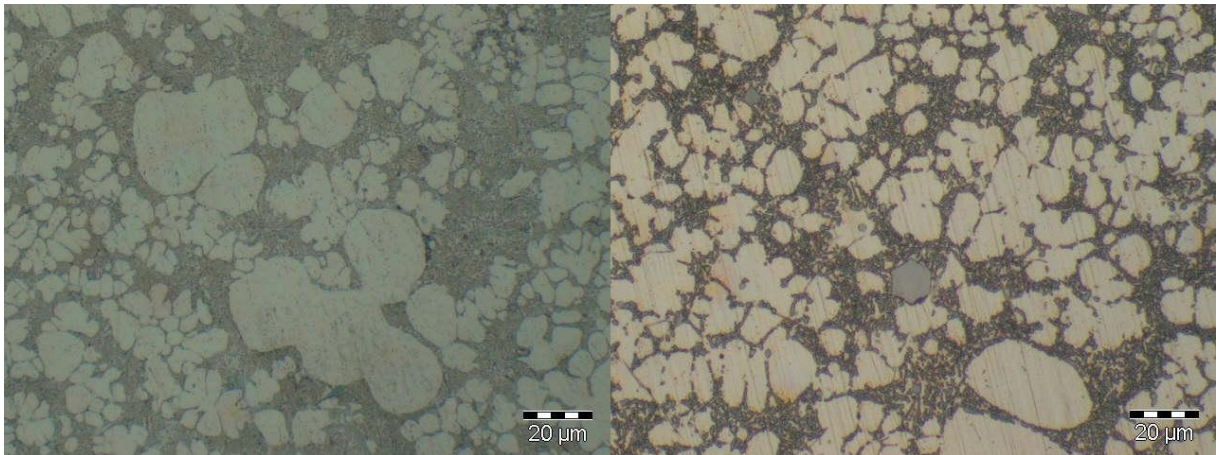


Figura 88: Comparação microestrutural, à esquerda STT e à direita com o envelhecimento artificial a 170°C.

4.4.6 Preparação dos provetes para ensaios de tração

Os provetes para os ensaios de tração foram obtidos a partir da secção indicada na figura 89.

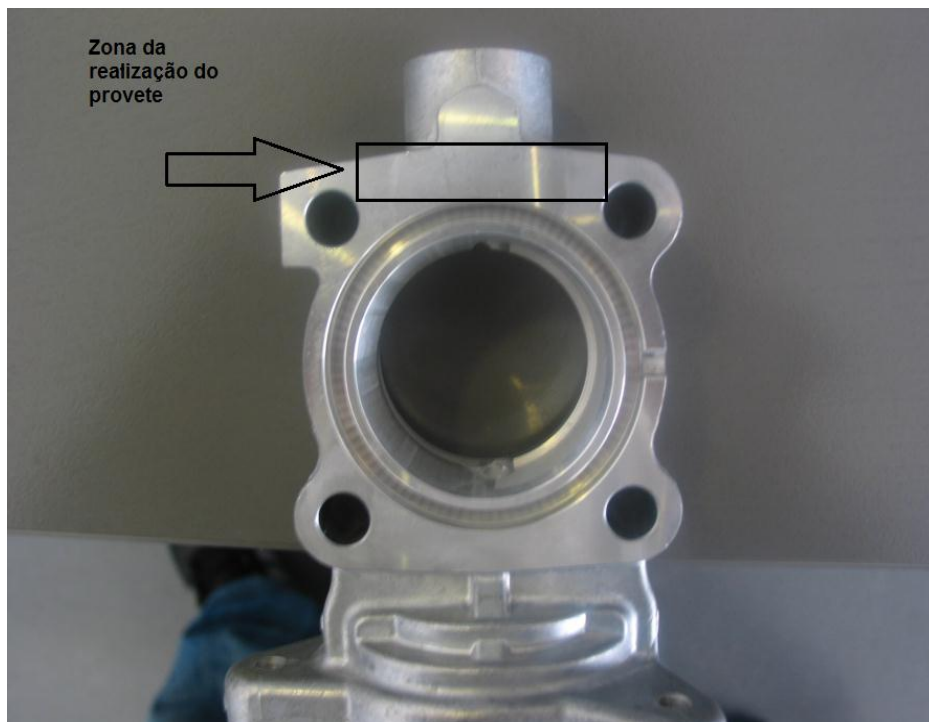


Figura 89: Zona a cortar para a realização de dois provetes.

Os provetes foram realizados por maquinagem nas oficinas do Demec com base no desenho da figura 90 e da relação entre dimensões expostas na norma ISO 6892-1 de 2009.

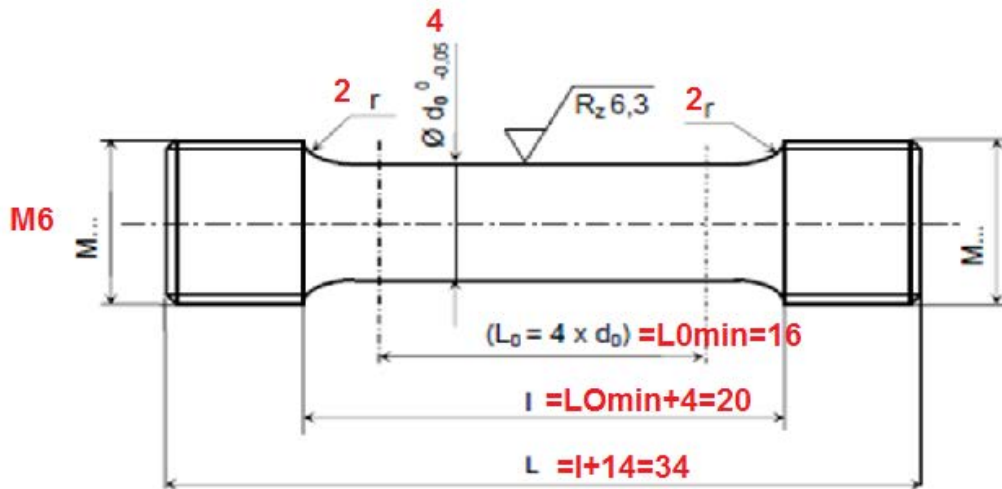


Figura 90: Desenho dos microprovetes, para ensaio de tração.

Um dos provetes a ensaiar é apresentado na figura 91.



Figura 91: Provete de cabeça M6 roscada.

Dos 16 provetes que foram para as oficinas do Demec, só se conseguiram realizar 9, devido à existência de muita porosidade.

Conseguiu-se aproveitar três provetes realizados a partir de peças que não tiveram tratamento térmico, mais três de peças que tiveram homogeneização parcial a 420°C seguido de envelhecimento artificial, somente um com homogeneização parcial a partir dos 470°C e mais dois com envelhecimento artificial na condição T5 a 170°C.

Os provetes não puderam ser ensaiados devido ao facto de o INEGI não possuir, durante o período da execução deste trabalho, as amarras que pudessem prender corretamente este tipo de provetes.

4.4.7 Compilação de resultados obtidos nas peças de fundição injetada da liga A360

No gráfico 13, podem observar-se as evoluções do endurecimento causadas pelos diferentes tipos de tratamentos térmicos.

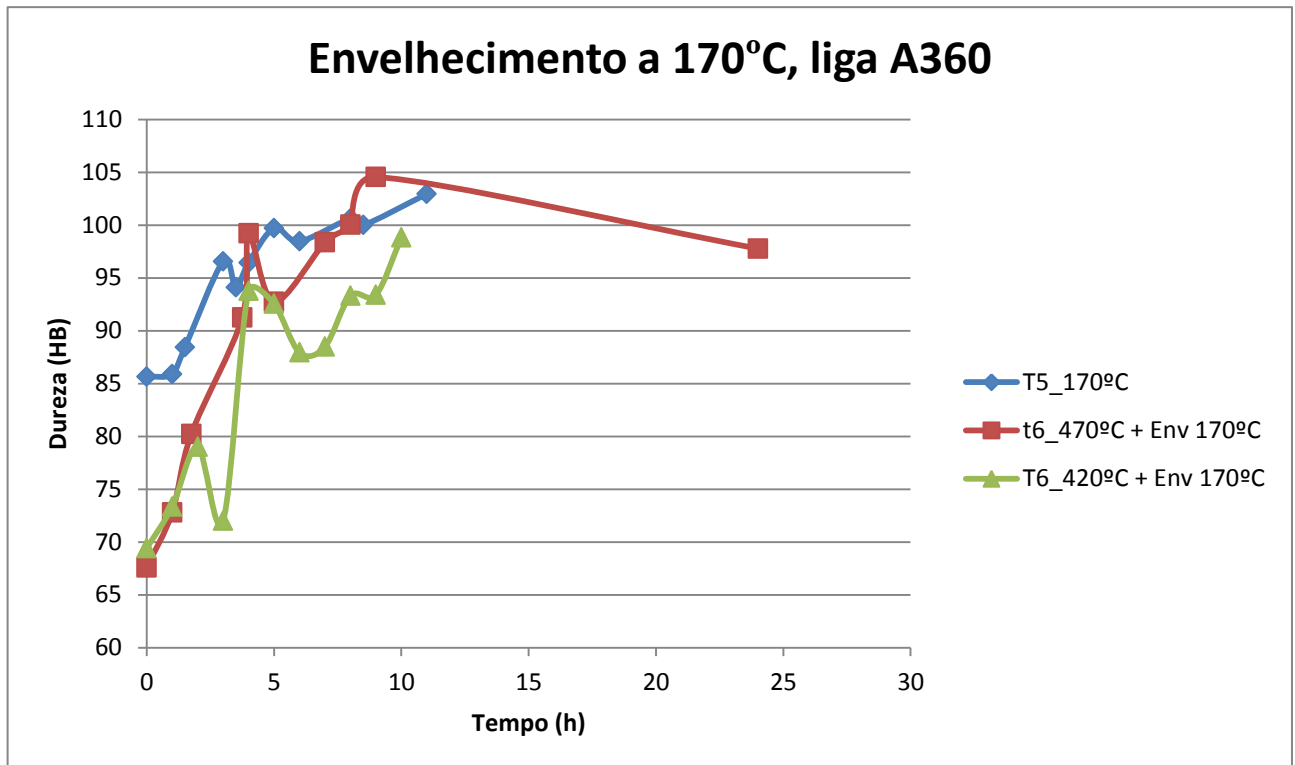


Gráfico 13: Evolução do endurecimento (dureza) ao longo do tempo de envelhecimento, para os três tratamentos.

Da análise do gráfico anterior, por comparação, vê-se claramente que as homogeneizações levadas a cabo não trazem benefícios para a liga A360. Também é de muita importância realçar que a realização da homogeneização acarreta custos mais elevados pois exige utilizar duas vezes fornos, sendo que, ainda destrói as peças por causa da expansão das suas porosidades internas.

4.5 Segunda evolução dos tratamentos térmicos não convencionais nas ligas de alumínio injectadas

Neste trabalho a ideia foi implementar os conceitos adquiridos no estudo teórico realizado para a elaboração desta tese e verificar se estes novos tratamentos são exequíveis nas peças de fundição injectada sob vácuo.

No lote de peças fornecidas pela Sonafi, vai-se realizar os mesmos tratamentos térmicos que foram realizados na primeira evolução. Todos estes testes têm como finalidade comparar o endurecimento final da liga entre os diferentes tipos de tratamentos e entre estes com os dados obtidos a partir da literatura.

4.5.1 Preparação para os tratamentos térmicos

Todas as peças cedidas pela Sonafi foram peças de bruto de vazamento da liga A380, de fundição injectada sob vácuo e arrefecida em túnel de vento. O lote das peças era composto por 30 peças. Com vista a ter-se peças suficientes para todos os tratamentos térmicos decidiu-se utilizar 8 amostras por tratamento térmico, com vista a sobra algumas sem tratamento térmico para futuras comparações das suas propriedades.

Na figura 92 pode observar-se a geometria das peças cedidas para efetuar tratamentos térmicos, sendo possível observar três perspetivas da mesma peça.



Figura 92: Peça de fundição injectada sob vácuo da liga A380. Dimensões 200X160X130mm.

Devido ao facto de a peça ser de grandes dimensões, cortou-se a peça em duas secções diferentes, uma para medir o endurecimento durante o tratamento térmico e a outra para a realização de provetes de tração. A parte que serve para medir as durezas está patente na figura 93 e a segunda utilizada para retirar os provetes está na figura 94.

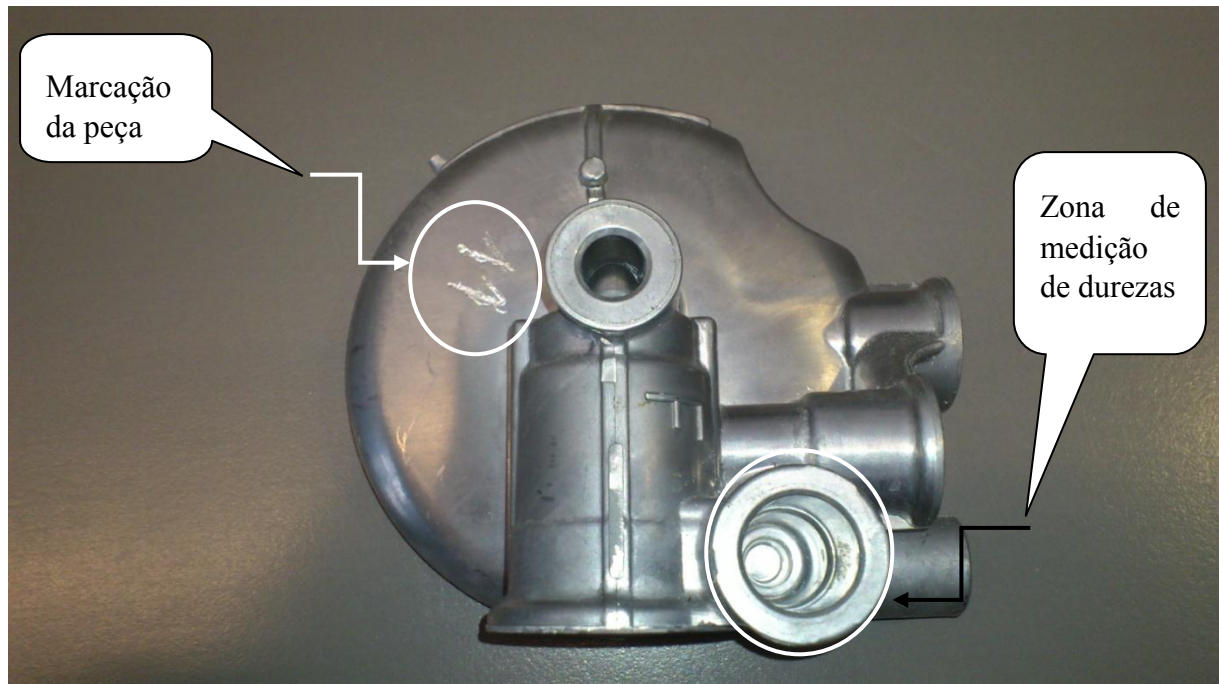


Figura 93: Parte cortada onde se vão medir as durezas.

Pode ainda ver-se na figura 94 a zona onde vão ser feitos os cortes para a extração dos provetes. Os provetes vão ser extraídos sob o comprimento desta secção cortada da peça e tratados ao mesmo tempo e nas mesmas condições da secção da peça retratada na figura 93, ou seja, tratamentos na condição T6 e na condição T5, sendo que todos os envelhecimentos vão ser feitos a 170°C.



Figura 94: Secção onde se vão retirar os provetes.

O aspeto final após corte e passagem pela lixadeira rotativa é mostrado na figura 95.

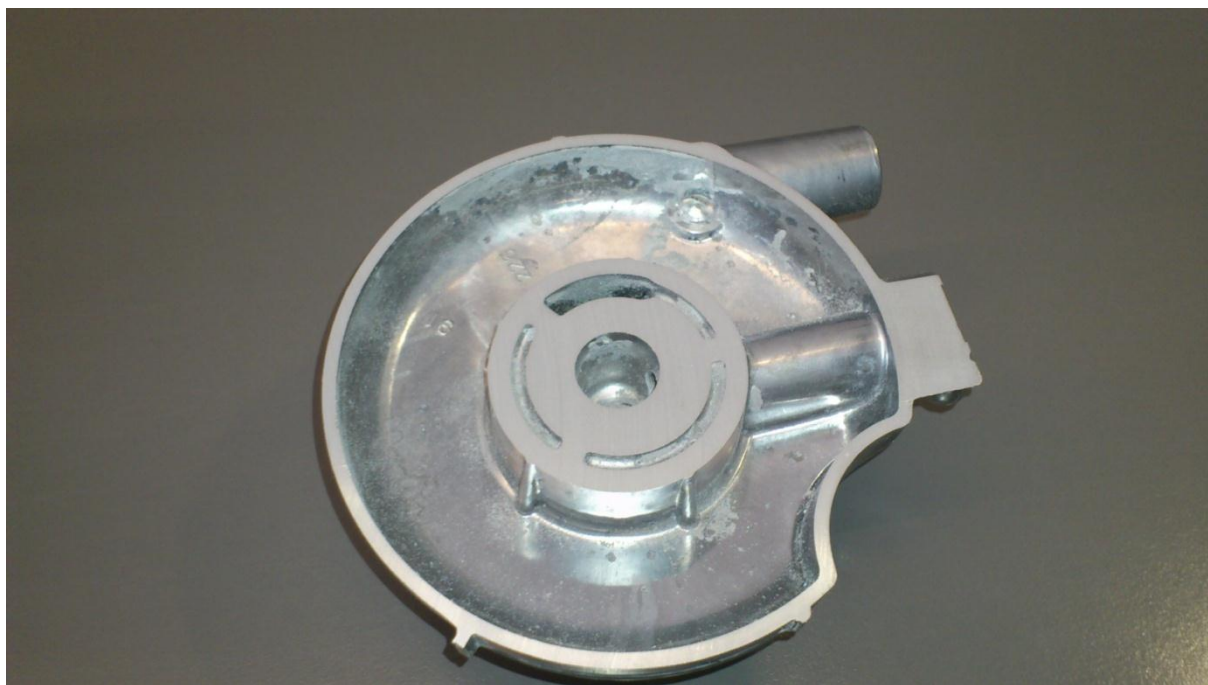


Figura 95: Aspeto final da secção na qual vão ser medidas as durezas.

Como a parte cortada para a realização dos provetes continua a ser de grandes dimensões, para todas as peças caberem dentro dos fornos de homogeneização parcial e o envelhecimento artificial posterior, decidiu-se cortar esta parte da peça com uma forma adequada à obtenção dos provetes de tração por maquinagem.

A forma final da secção a ser utilizada é a mostrada na figura 96



Figura 96: Forma dos provetes a serem utilizados a realização dos tratamentos térmicos.

O valor médio da dureza obtida para as peças que vão ser tratadas é o que se pode ver na tabela 33.

Tabela 33: Valor médio da dureza com três semanas de envelhecimento artificial

Média global da dureza (HB)
101

De realçar que foi retirada do lote, sem qualquer tratamento térmico a peça número 20 para ser cortada e fazer futuras comparações microestruturais com outras amostras após o tratamento térmico que essas vão ter.

4.5.2 Homogeneização parcial (15min a partir dos 420°C) seguida de envelhecimento a 170°C

Com base nos resultados obtidos na primeira evolução e na tentativa de se comprovar que os tratamentos de homogeneização parcial podem ser feitos em peças de fundição injetada com vácuo, efetuou-se um tratamento exatamente igual ao realizado na primeira evolução, ou seja, uma homogeneização parcial com a contagem dos 15 minutos quando se atinge os 420°C, sendo que o forno continua a estar pré aquecido a 490°C.

A preparação das amostras para serem homogeneizadas é a mesma que a utilizada nos testes anteriores, ou seja, com armação de aço, dois patamares de amostras, cada um com um termopar para medir a temperatura local.

As peças estudadas da liga A380 estavam à temperatura ambiente, na ordem dos 20°C quando foram metidas no forno. O forno como já foi dito foi pré aquecido para a temperatura de tratamento térmico, aquando da abertura do forno para iniciar o tratamento, a temperatura baixou cerca de 50°C durante o processo. Outro ponto a realçar é que após o tratamento as peças foram temperadas em água durante 30s.

A evolução da temperatura das peças dentro do forno segue exatamente a mesma linha do teste anterior realizado com as mesmas características.

Como resultados, mostra-se na figura 97, uma perspetiva do estado exterior de umas das peças após a homogeneização parcial.



Figura 97: Perspetiva de uma peça após homogeneização parcial a 420°C sem aparecimento de bolhas superficiais.

Para identificar que também apareceram bolhas, num provete destaca-se o aparecimento de duas bolhas de muito pequenas dimensões que alteram de maneira mínima a geometria da peça, (figura 98).



Figura 98: Aparcimento de defeitos superficiais por causa da expansão de porosidades.

Pela observação destas últimas duas figuras, pode-se ver que o aparecimento de bolhas é praticamente inexistente, mas em algumas peças estas ainda continuam a aparecer apesar de serem de muito pequenas dimensões, tanto em tamanho como em quantidade. Verifica-se provavelmente que é possível realizar o tratamento desde que se mantenham as condições de vácuo sob controlo, se não torna-se impraticável este tratamento nestas condições.

O valor da dureza atingida após a homogeneização é a média da medição da dureza em quatro amostras diferentes, sendo que duas são do patamar inferior e as outras duas do patamar superior, com medições de pelo menos três durezas por amostra. Na tabela 34 podemos ver o resultado da média geral do valor obtido da dureza nas quatro amostras.

Tabela 34: Valor médio da dureza após homogeneização parcial.

Média global da dureza (HB)
87

Na figura 99, mostram-se duas peças cortadas onde é possível verificar que apesar de as peças terem sido feitas sob vácuo, aparecem a olho nu porosidades causadas por ar colapsado. No entanto, não é notória diferença entre a uma peça sem tratamento térmico e uma peça que sofreu homogeneização.



Figura 99: Peças cortadas. À esquerda amostra sem tratamento térmico e à direita amostra após a homogeneização parcial a 420°C.

Na figura 100, mostram-se as microestruturas nas duas condições. Aparentemente as porosidades internas não se expandiram, não sendo notória a diferença entre uma peça sem tratamento térmico e uma peça que sofreu homogeneização. Nesta figura, a imagem da esquerda é de uma peça no estado bruto de vazamento, enquanto a da direita é de uma peça após homogeneização parcial a 420°C.

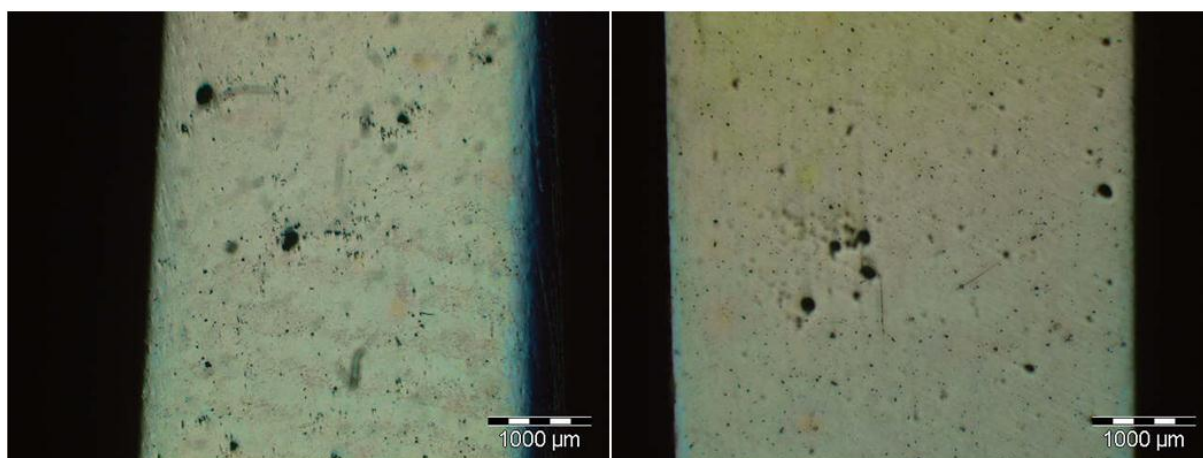


Figura 100: À esquerda imagem da microestrutura da peça STT e à direita a imagem da microestrutura da peça após homogeneização.

Da análise da figura 101 observa-se com facilidade que a globalização do silício já é relativamente visível.

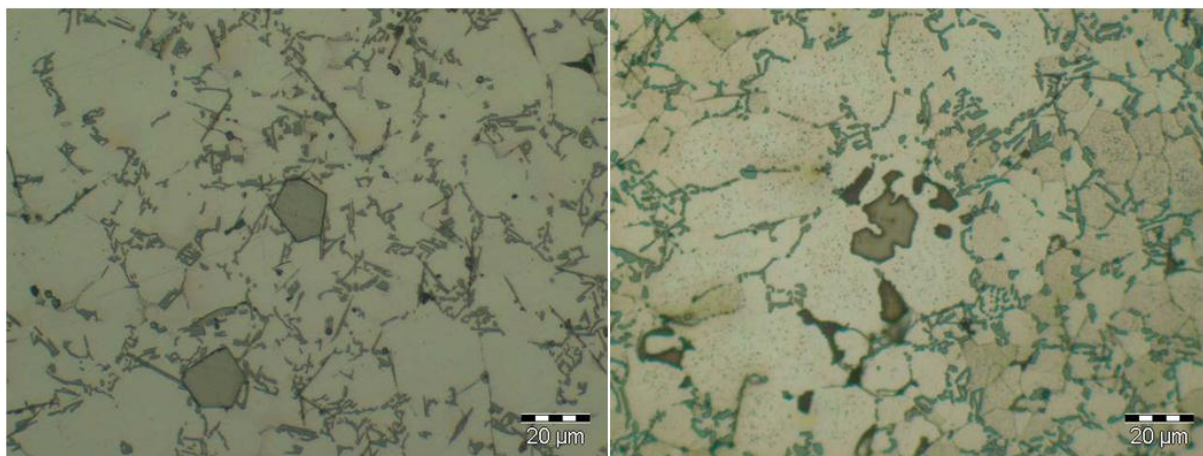


Figura 101: Comparação microestrutural, à esquerda STT e à direita com homogeneização parcial.

A tabela 35 mostra os valores das durezas médias alcançadas ao longo de todo o tratamento.

Tabela 35: Dureza média alcançada em função do tempo após homogeneização, seguida de envelhecimento artificial a 170°C da liga A380. Média de 8 amostras.

Tempo (h)	Dureza média (HB)
0	87
1,25	98
1,75	98
4	113
4,25	117
5	122
6	123
7	126
7,5	117
8	124
9	127
9,5	115
11	121

O gráfico 14 retrata a evolução do endurecimento geral (tabela 35) e no gráfico 15 apresenta-se a evolução peça a peça.

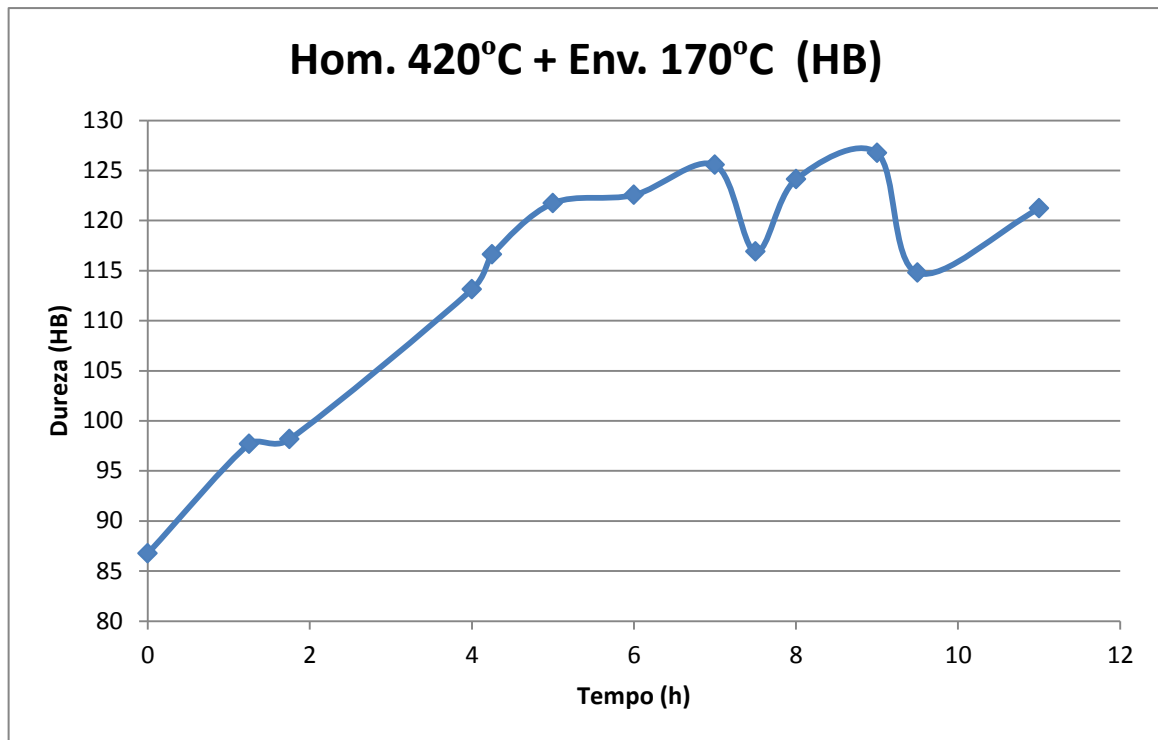


Gráfico 14: Evolução do endurecimento (dureza) da média de todas as amostras ao longo do tempo de envelhecimento.

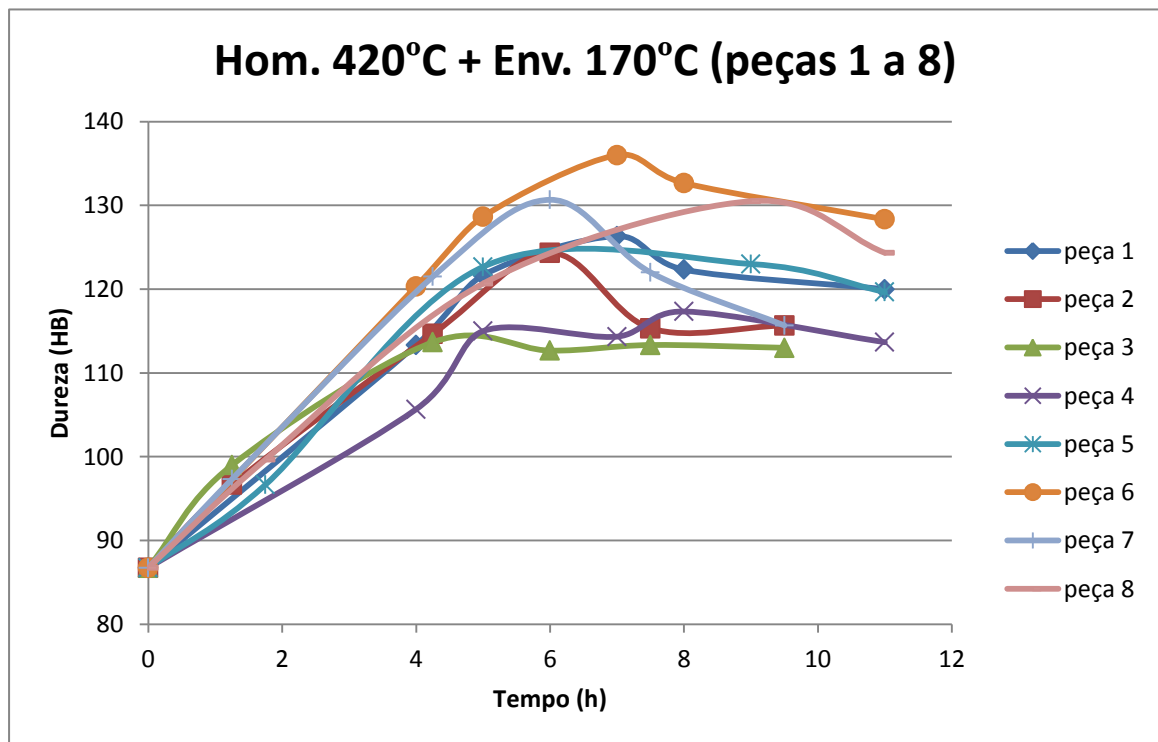


Gráfico 15: Evolução do endurecimento (dureza) de cada peça ao longo do tempo de envelhecimento.

Da análise do gráfico 14 nota-se que o valor máximo da dureza é alcançado ao fim de 9 horas de envelhecimento 127HB e no gráfico 15 nota-se claramente uma dispersão dos resultados do endurecimento entre as peças, realçando que o valor máximo de endurecimento foi da peça 6 com um valor de 136 HB com sete horas de envelhecimento. Uma explicação plausível para esta dispersão é a temperatura interna do forno não ser uniformemente distribuída no interior do forno e o nível de porosidades internas de cada peça, revelando que não há total controlo do nível de vácuo durante o processo de injeção.

O aumento da dureza ao longo do processo de envelhecimento artificial, em relação ao valor obtido após homogeneização é de 46%, já a evolução conseguida em relação ao envelhecimento natural foi de 26%.

Realizaram-se provetes para ensaios de tração a partir destas peças. Este procedimento permite fazer uma comparação da evolução das propriedades mecânicas entre os diferentes tipos de tratamentos térmicos e o envelhecimento natural.

4.5.3 Homogeneização parcial (15min a partir dos 470°C) seguida de envelhecimento a 170°C

Efetuuou-se um tratamento exatamente igual ao realizado na primeira evolução, ou seja, uma homogeneização parcial com a contagem dos 15 minutos quando se atinge os 470°C, sendo que o forno continua a estar pré aquecido a 490°C.

A preparação das amostras para serem homogeneizadas é a mesma que a utilizada nos testes anteriores, ou seja, com armação de aço, dois patamares de amostras, cada um com um termopar para medir a temperatura local, e foram utilizadas 8 peças para este teste.

Na figura 102, mostra-se uma perspetiva do estado exterior de uma das peças após a homogeneização parcial.



Figura 102: Perspetiva de uma peça após homogeneização parcial a 420°C sem aparecimento de bolhas superficiais.

No modo macro é possível analisar nesta mesma peça (figura 103) o aparecimento de umas imperfeições muito pequenas e difíceis de ver a olho nú.



Figura 103: Imperfeições visíveis causadas pela homogeneização. utilizando o modo macro da câmara fotográfica.

Apenas uma peça do lote utilizado ficou completamente destruída, durante este tratamento de homogeneização, pois verificou-se o aparecimento de muitas imperfeições na superfície e alterações dimensionais severas. Mostra-se a peça cortada na figura 104 e pode-se ver que o nível de porosidades internas é muito elevado.

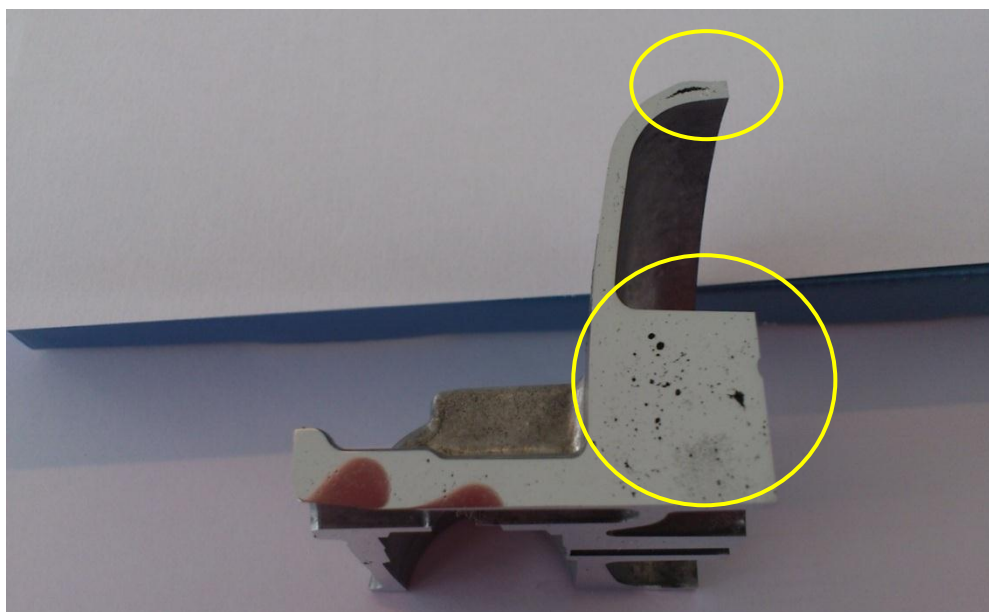


Figura 104: Peça completamente destruída após homogeneização. Grande aumento de porosidade.

O valor da dureza atingida após a homogeneização é a média da medição da dureza em quatro amostras diferentes, sendo que duas são do patamar inferior e as outras duas do patamar inferior, com medições de pelo menos três durezas por amostra, para termos um resultado com melhor aproximação ao real naquela zona, sendo que o mesmo vai ser feito ao longo deste teste e nos outros que seguem também. Na tabela 36 podemos ver o resultado da média geral do valor obtido da dureza nas quatro amostras.

Tabela 36: Valor médio da dureza após homogeneização.

Média global da dureza (HB)
83

Na figura 105, mostram-se duas peças cortadas onde é possível verificar que apesar de as peças terem sido feitas sob vácuo, principalmente nas zonas mais massivas é possível observar que aparecem a olho nu as porosidades causadas por ar colapsado. Não há diferença entre a uma peça sem tratamento térmico e uma peça que sofreu homogeneização.



Figura 105: Peças cortadas, à esquerda amostra sem tratamento térmico e à direita amostra após a homogeneização parcial a 470°C.

Fazendo uma comparação entre o nível de porosidades entre a imagem da direita da figura 105 e a da figura 104 nota-se uma grande diferença entre o nível porosidades provocadas pela homogeneização. Isto só vem realçar que existem diferentes níveis de vácuo nas mesmas peças fundidas no estado bruto de vazamento, reforçando que este tratamento é só interessante com um rigoroso controlo do nível de vácuo durante o processo de injeção.

Na figura 106, mostram-se as microestruturas e é evidente que as porosidades internas não se expandiram, não sendo notória a diferença entre a uma peça sem tratamento térmico e uma peça que sofreu homogeneização, com a clara exceção da peça da figura 104, que denota claramente o aumento de porosidades internas. Nesta figura, a imagem da esquerda é de uma peça de bruto de vazamento, enquanto a da direita é de uma peça após homogeneização parcial a 470°C.

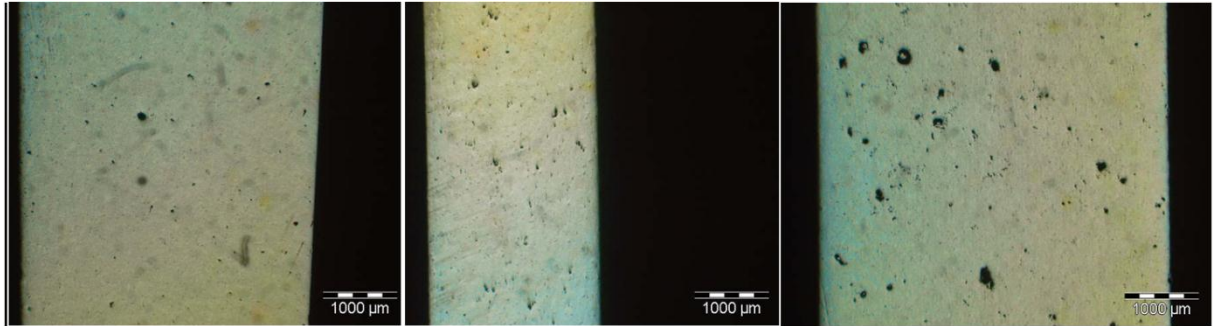


Figura 106: À esquerda microestrutura da peça STT, ao centro, microestrutura da peça após homogeneização sem defeitos e, à direita microestrutura da peça que ficou danificada após a homogeneização.

Da análise da figura 107 observa-se alguma globalização do silício.

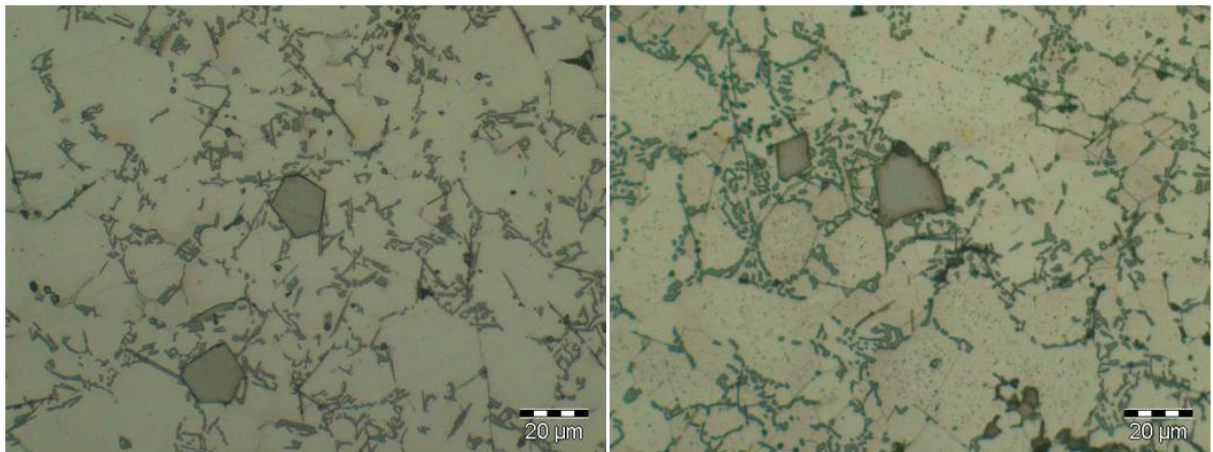


Figura 107: Comparação microestrutural, à esquerda STT e à direita com homogeneização parcial.

Na tabela 37 apresentam-se os valores das durezas médias alcançadas ao longo de todo o tratamento.

Tabela 37: Dureza média em função do tempo após homogeneização, seguida de envelhecimento artificial a 170°C da liga A380.

Tempo (h)	Dureza média (HB)
0	83
1	89
1,5	97
2	95
4,5	116
5	124
6	122
7	127
8	131
10	127
10,5	119
11,5	118

Os gráficos 16 e 17, apresentam a evolução da dureza em função do tempo de envelhecimento. O gráfico 16 apresenta a evolução das durezas médias de todas as amostras (tabela 37) e o gráfico 17 a evolução por amostra.

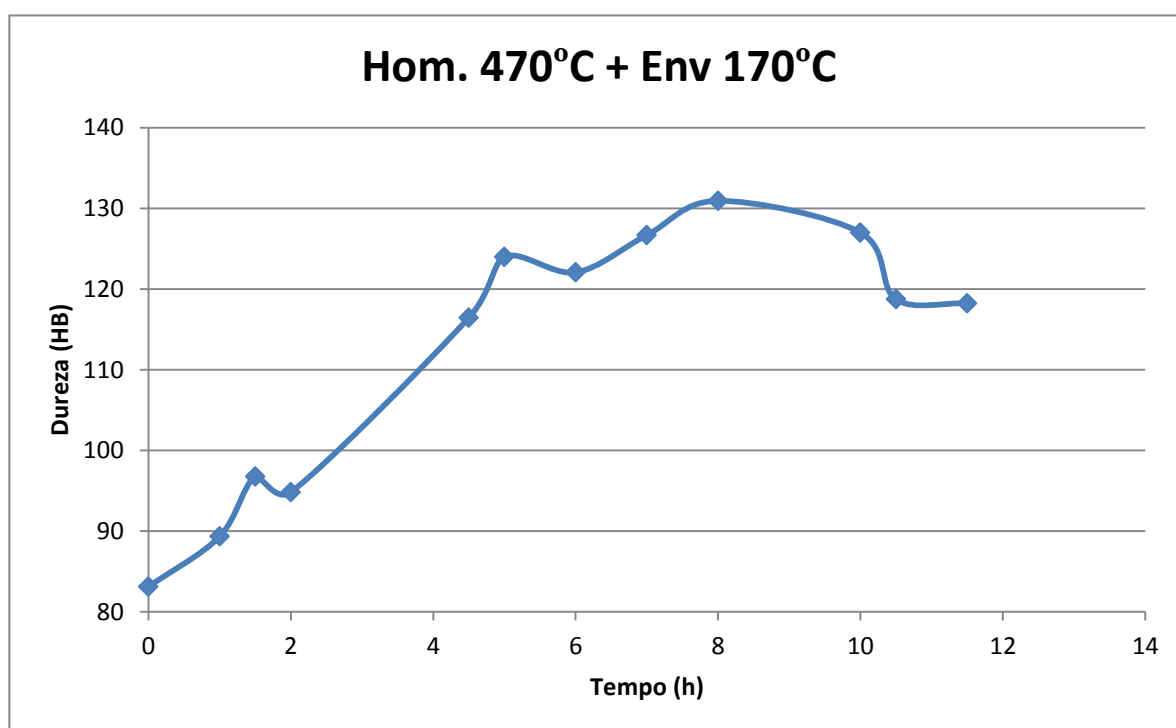


Gráfico 16: Evolução do endurecimento (dureza) da média de todas as amostras ao longo do tempo do envelhecimento.

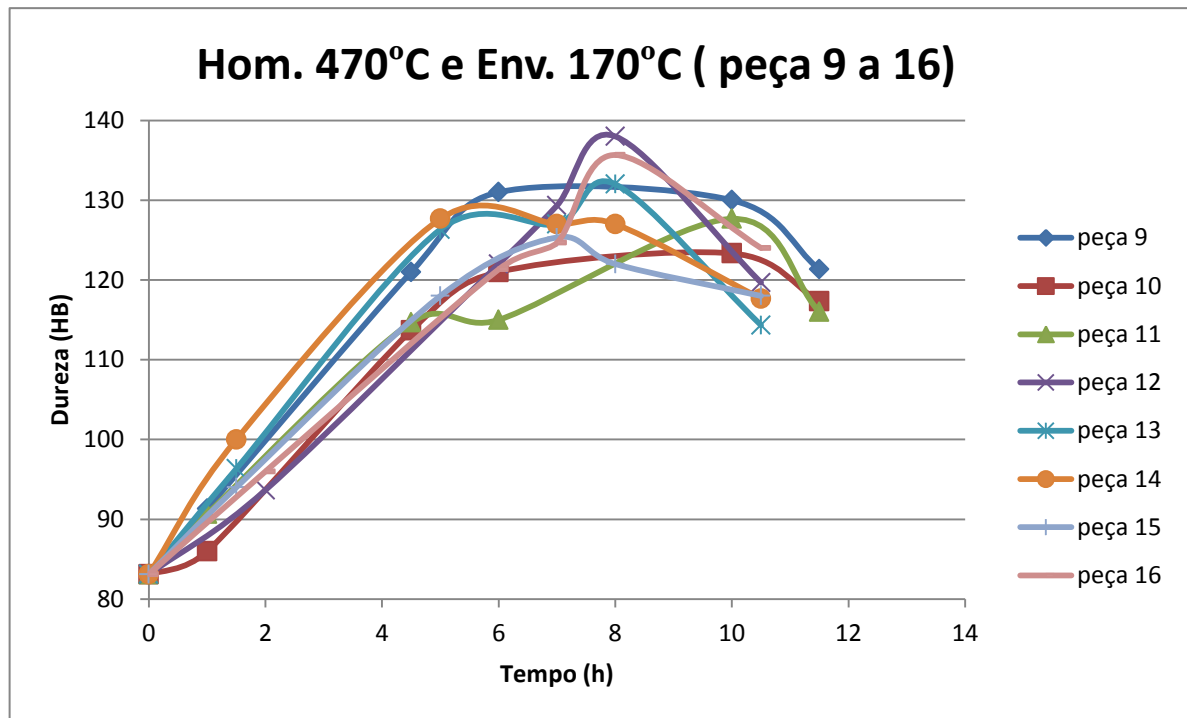


Gráfico 17: Evolução do endurecimento (dureza) de cada peça ao longo do tempo de envelhecimento.

Da análise do gráfico 16 nota-se que o valor máximo da dureza é alcançado ao fim de 8 horas de envelhecimento (131 HB) e no gráfico 17 nota-se claramente uma discrepância dos resultados do endurecimento entre as peças, realçando que o valor máximo de endurecimento foi da peça 12 com um valor de 138 HB com oito horas de envelhecimento. Uma explicação plausível para esta discrepância é a temperatura interna do forno não ser uniformemente distribuída no interior do forno e o nível de porosidades internas de cada peça, revelando que não há total controlo do nível de vácuo durante o processo de injeção.

O aumento da dureza conseguido no processo de envelhecimento artificial, em relação ao valor obtido após homogeneização é de 60%, já o conseguido em relação ao envelhecimento natural foi de 36%.

4.5.4 Envelhecimento artificial na condição T5 da liga A380 a 170°C

Continuando como planeado, o tratamento que agora vai ser descrito, é o envelhecimento artificial na condição T5 a 170°C. Para a realização deste tratamento térmico utilizou-se um total de 8 peças de bruto de vazamento que foram cedidas pela Sonafi.

Como resultado, começa-se por mostrar a figura 108 que é uma perspetiva da peça estudada após ter ocorrido o envelhecimento artificial.



Figura 108: Peça após tratamento na condição T5 a 170°C sem aparecimento de bolhas superficiais.

A evolução do endurecimento ao longo do envelhecimento é mostrada na tabela 38. O primeiro valor mostrado na tabela, corresponde ao valor obtido por envelhecimento natural (temperatura ambiente), durante cerca de três semanas.

Tabela 38: Dureza média alcançada durante o processo de envelhecimento, na condição T5 a 170°C da liga A380.

Tempo (h)	Dureza média (HB)
0	101
2,25	103
2,75	105
3	111
5	112
6	114
8	120
10,5	115

O gráfico 18 descreve o comportamento geral, ou seja, a evolução geral da dureza ao longo do tratamento térmico (média de todas as peças – tabela 38) e o 19 representa a evolução da dureza peça a peça ao longo deste tratamento térmico.

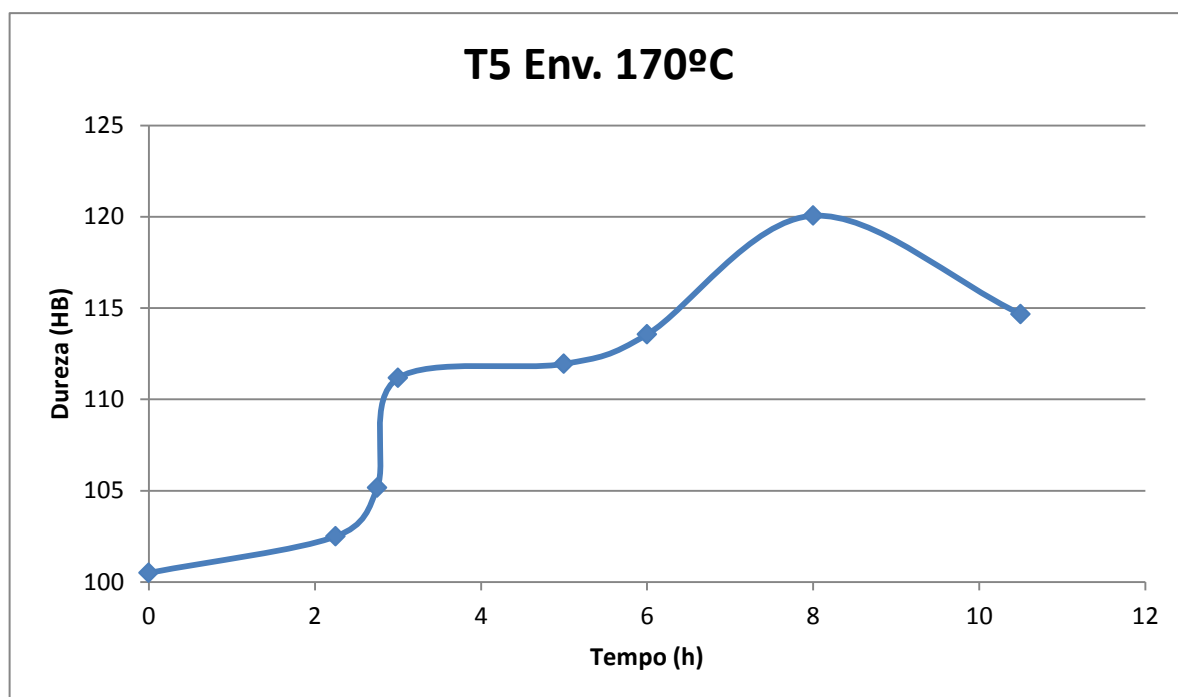


Gráfico 18: Evolução geral da dureza em função do tempo de tratamento térmico.

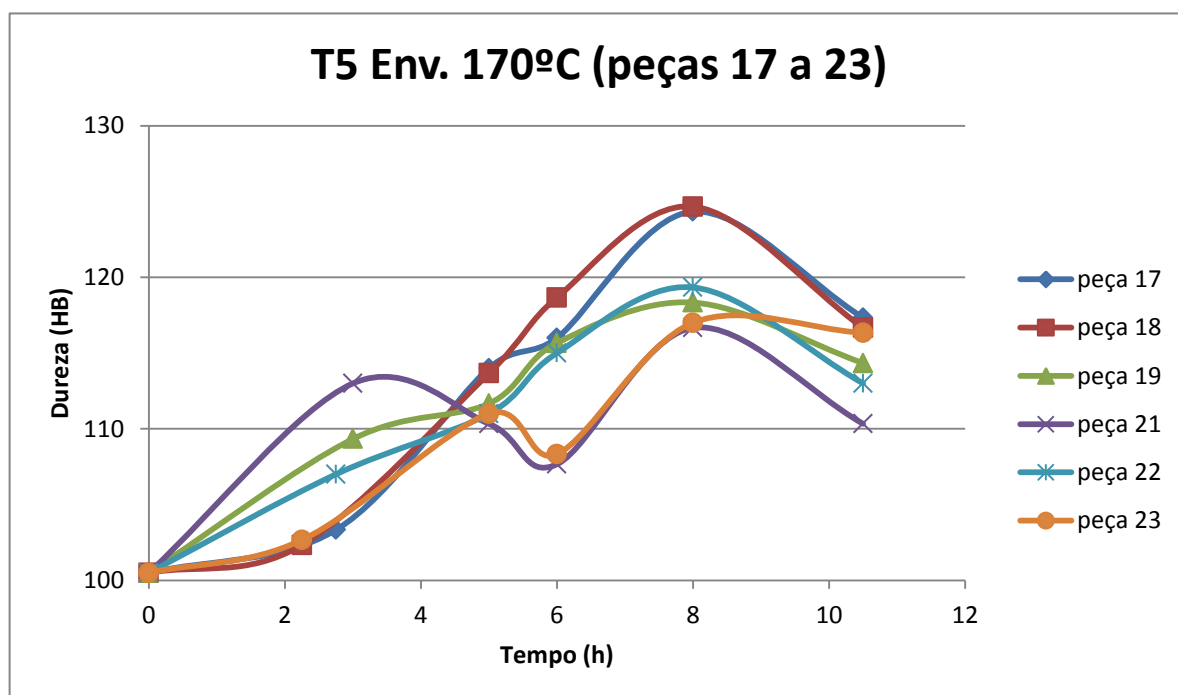


Gráfico 19: Evolução da dureza de cada peça em função do tempo de tratamento térmico.

Da análise deste último gráfico denota-se claramente uma dispersão dos resultados do endurecimento entre as peças, realçando que o valor máximo de endurecimento foi para a peça 18 com um valor de 124 HB, com 8 horas de tratamento. Como se pode ver através da análise dos dois gráficos a dureza mais elevada foi alcançada em todas as peças para 8 horas

de envelhecimento. A explicação para esta dispersão de resultados é a temperatura interna do forno não ser uniformemente distribuída.

Este tratamento foi levado a cabo com sucesso, sendo de salientar a queda de dureza por parte de duas peças ao fim de 6 horas de envelhecimento. Este facto demonstra que para além da heterogeneidade das temperaturas no interior do forno também existem heterogeneidades nas peças que pontualmente apresentam zonas que dão origem a durezas menores, como por exemplo as porosidades.

O aumento da dureza conseguido pelo envelhecimento foi de 23%.

O aumento da dureza em relação ao alcançado pela homogeneização seguidas de envelhecimento foi bastante inferior, sendo respetivamente na ordem dos 3% em relação ao tratamento com homogeneização a partir dos 420°C e 13% em relação a dos 470°C, logo compensa fazer homogeneização parcial neste tipo de peças nesta liga, pois para além de trazer benefícios superiores no ponto de vista do endurecimento, também não altera irremediavelmente a suas dimensões, ou seja, não provoca alterações dimensionais nas peças, desde que se consigam manter as condições de vácuo.

Na figura 109, mostram-se duas peças cortadas e verifica-se a olho nu que não ocorreu expansão de porosidades na peça que foi submetida ao tratamento de envelhecimento artificial na condição T5 a 170°C em relação à peça na condição de bruto de vazamento.

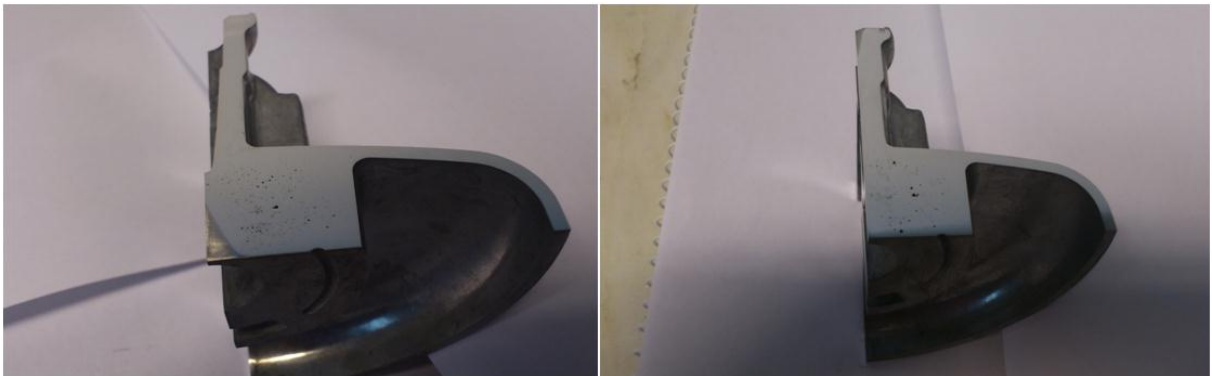


Figura 109: À esquerda uma amostra STT e à direita uma amostra tratada na condição T5.

Na figura 110, mostram-se as microestruturas e é evidente que o nível de porosidades permanece essencialmente constante numa peça com e sem tratamento térmico.

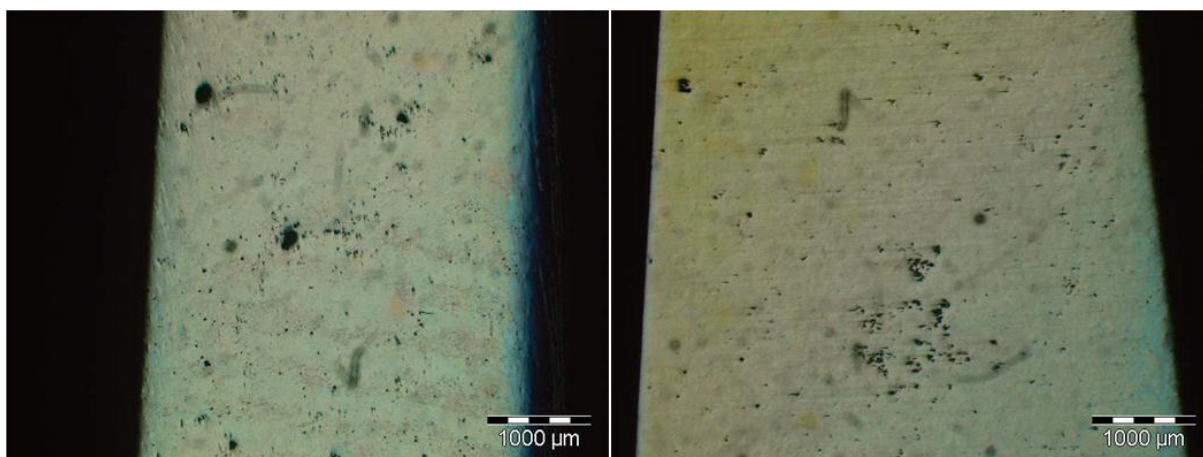


Figura 110: À esquerda uma amostra STT e à direita uma peça com tratamento na condição T5. Liga A380.

Da análise da figura anterior podemos ver que o aumento da porosidade não é evidente, nota-se até que o nível de porosidades é superior na peça que não tem tratamento térmico.

Na figura 111 observa-se que não ocorreu a globalização do silício, tal como era previsto devido ao facto de este conjunto de peças não terem sido submetidos ao tratamento de homogeneização.

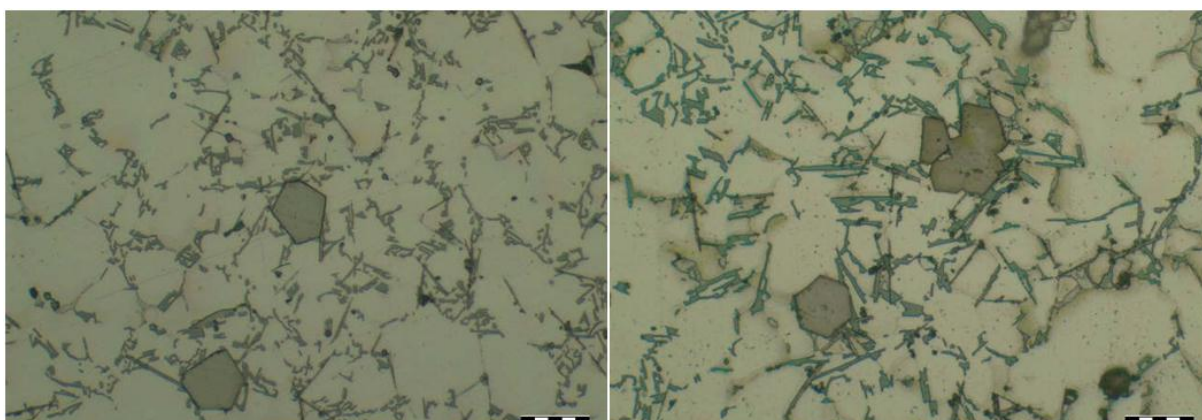


Figura 111: Comparação microestrutural, à esquerda STT e à direita com o envelhecimento artificial à 170°C.

Para este lote de peças realizaram-se provetes para ensaio de tração, tal como vai ser exposto de seguida.

4.5.5 Preparação dos provetes para ensaios de tração

Os provetes para os ensaios de tração são obtidos a partir da secção delimitada que aparece na figura 98 e ainda é possível ver a sua forma intermédia a partir da figura 96.

A maquinagem dos provetes foi realizada nas oficinas do Demec com base no desenho da figura 112 e da relação entre dimensões expostas na norma ISO 6892-1 de 2009. O desenho completo é apresentado no anexo B.

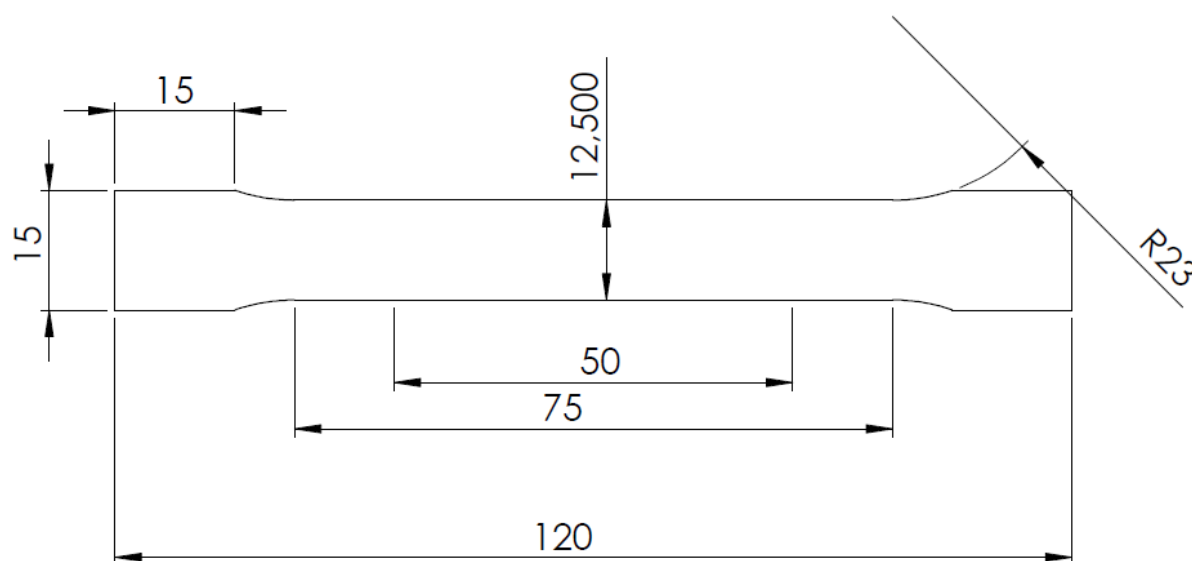


Figura 112: Dimensões do provete feito para ensaio de tração da liga A380.

De realçar que a espessura deste provete é de 1,5mm.

A maquinagem destes provetes foi realizada a partir da ferramenta especial construída para o efeito, que se pode ver na figura 113.

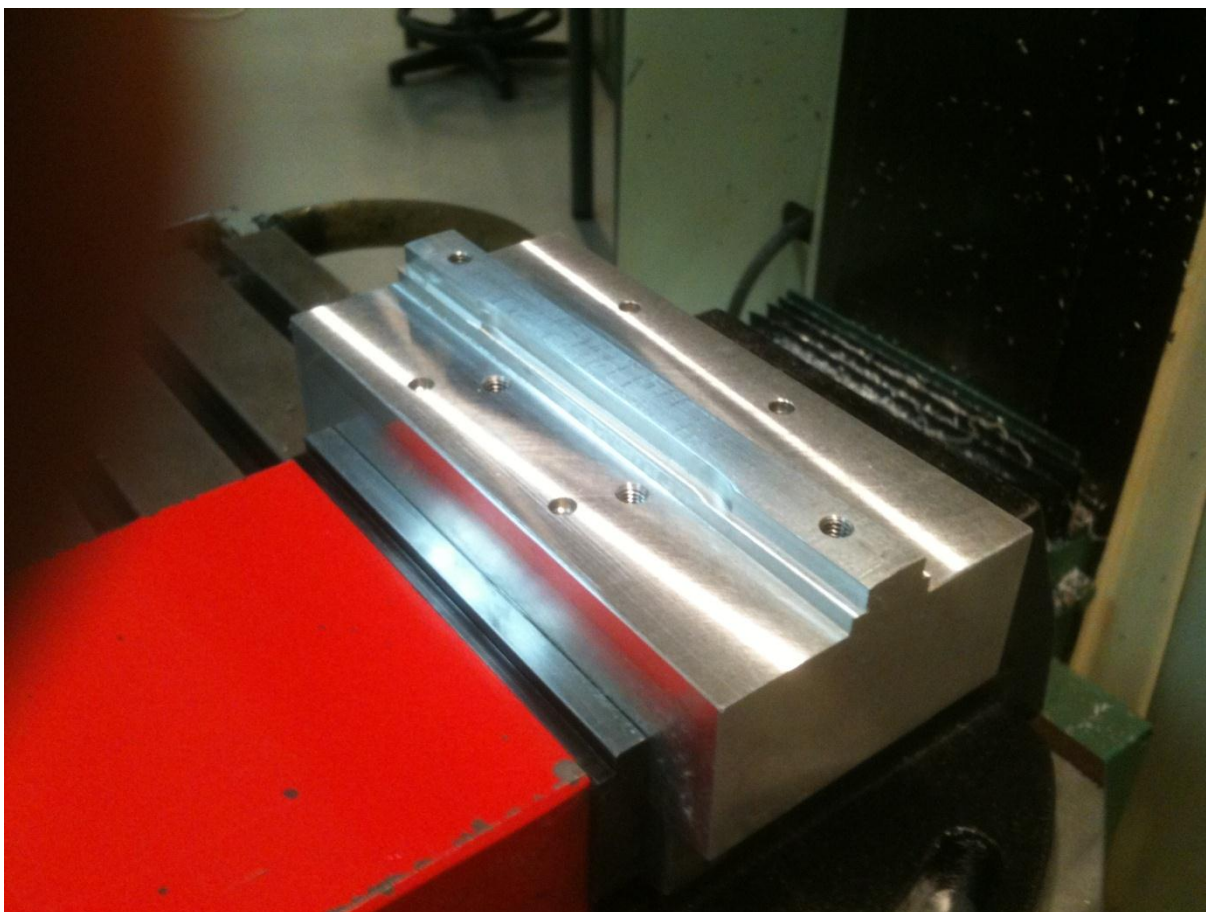


Figura 113: Perspetiva de um provete semi-acabado, montado numa fresadora.

Na figura 114 pode ver-se um provete no final da maquinagem.



Figura 114: Forma final do provete depois de maquinado.

Foram realizados 8 provetes nas oficinas do Demec, sendo que dois a dois representavam um tipo de tratamento térmico ou a sua ausência. Todos os provetes que tiveram tratamento

térmico, tiveram oito horas de envelhecimento, por se tratar da hora aonde ocorreram os picos de endurecimento.

As propriedades que se conseguiram medir são indicadas na tabela 39 e as curvas obtidas do ensaio de tração seguem em anexo C.

Tabela 39: Propriedades mecânicas da liga A380 com as diferentes condições de tratamento térmico.

	N ^a da peça	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
Homogeneização 420°C (15 min) + envelhecimento a 170°C	1	290-300	356	2.4
	8	280	353	2.3
Homogeneização 470°C (15 min) + envelhecimento a 170°C	15	329	329	1.6
	16	266	333	1.9
Envelhecimento T5 a 170°C	19_01	198	251	0.9
	19_02	215	270	1.4
STT	20	233	295	3.2
	24	227	263	2.2

Da análise da tabela 39, realça-se que a resistência aumenta com a homogeneização seguida de envelhecimento. O que ocorre de estranho é o facto de as peças que estiveram a ser tratadas com homogeneização parcial a partir dos 470°C terem resistência mecânica inferior às peças com o mesmo processo mas a 420°C o que teoricamente não é possível de justificar. Outro ponto a realçar é o facto de as peças envelhecidas na condição T5 terem todas a resistência mecânica inferior em relação às próprias peças que não tiveram qualquer tratamento.

Temos aqui, mais uma vez o problema de dispersão que no futuro terá que ser calculada e tratada estatisticamente, o que implica a realização de mais provetes, cálculo das médias e dos respetivos desvios para cada condição metalúrgica.

4.5.6 Comparação de resultados obtidos nas peças de fundição injetada sob vácuo da liga A380

No gráfico 20, apresenta-se a evolução da dureza obtida para vários tratamentos térmicos realizados nas peças obtidas em fundição injetada com vácuo.

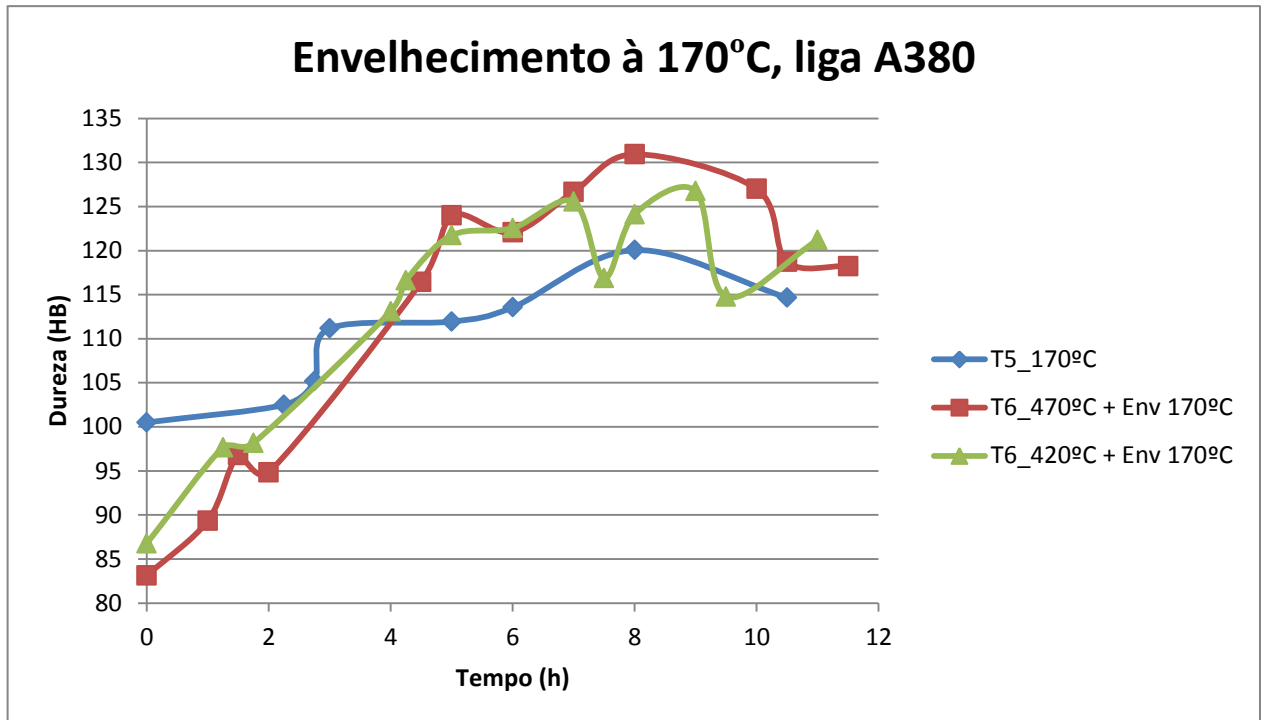


Gráfico 20: Evolução da dureza ao longo do tempo de envelhecimento, para os três tratamentos.

A análise do gráfico 19, permite ver claramente que as homogeneizações levadas a cabo trazem benefícios nestas peças da liga A380 aumentando a sua dureza, sendo claramente visível que o nível de dureza máxima alcançada pela homogeneização é bastante superior ao envelhecimento artificial na condição T5, sendo cerca de 3% superior no caso da homogeneização parcial a 420°C e cerca de 13% no caso da homogeneização parcial a 470°C.

Conclui-se portanto que compensa realizar a homogeneização, caso sejam garantidas as condições de vácuo, pois para além do endurecimento também se aumentam as propriedades mecânicas com a exceção da extensão após rotura e se esta característica não for de suma importância na utilização da peça, compensa a utilização da homogeneização parcial.

A grande conclusão que se pode retirar destes ensaios realizados nas peças da liga A380, injetada sob vácuo é que compensa realizar a homogeneização parcial, se se garantirem as condições de vácuo, pois com a homogeneização o custo da peça sobe e também contribui muito para este facto o total de peças estragadas devido à expansão das porosidades, durante o tratamento de homogeneização parcial.

5 Conclusões e trabalhos futuros

5.1 Conclusões

Neste enquadramento as conclusões do trabalho foram:

1. A homogeneização normal (5-6 horas a 490°C), nas peças injectadas convencionalmente não é possível porque os poros expandem e a peça torna-se completamente inútil.
2. A homogeneização parcial de 10 a 15 minutos (420-490°C) não é possível de realizar em peças injectadas convencionalmente porque o ar colapsado aumenta o tamanho dos poros e destrói a peça.
3. A homogeneização parcial, especialmente a 420°C é possível e produz bons resultados se a peça for injectada em vácuo. Mesmo assim só com um controlo muito apertado das condições de vácuo se pode levantar a hipótese de usar este processo.
4. Em todos os casos, o envelhecimento artificial permite algumas melhorias de dureza e resistência mecânica, mesmo sem homogeneização (condição T5).
5. As ligas A360 (AlSi10Mg) injectadas convencionalmente, tal como esperado, conseguem aumentar cerca de 20% a dureza durante o envelhecimento sem homogeneização.
6. As ligas A380 (AlSi9Cu3), tal como esperado, melhoram substancialmente as suas propriedades mecânicas quer sejam envelhecidas na condição T5 (+ 20%) quer seja na condição T6 (+ 25-30%).
7. Os resultados obtidos demonstram a potencialidade deste processo de envelhecimento mas existe muita dispersão nos resultados obtidos.
8. Parte da dispersão de resultados está associada a elevada falta de homogeneidade de temperaturas no interior do forno de tratamentos de homogeneização e do forno de envelhecimento. A outra parte, talvez a mais importante tem que ver com a heterogeneidade das próprias peças obtidas por fundição injectada.

5.2 Trabalhos futuros

A sugestão de trabalhos futuros passará então por:

- Realizar estes tratamentos térmicos de homogeneização com o forno pré aquecido à mesma temperatura, mas com o tempo de contagem dos 15 minutos a começar, mal as peças entrem no forno, tanto com as peças de fundição injetada convencionalmente como com as peças injetadas sob vácuo.
- Realizar testes nas mesmas condições que aqui foram feitos, mas com outras ligas, no caso da fundição injetada convencional com a liga A380 e no caso fundição injetada com a atuação do vácuo para a liga A360.
- Fazer envelhecimentos artificiais com diferentes temperaturas para otimizar a relação capacidade de endurecimento com o tempo com vista a atingir tempos de tratamento economicamente viáveis.
- Avaliar a dispersão de propriedades mecânicas obtidas, tais como a dureza, $R_{p0,2}$, R_m e $A\%$ em amostras significativas de peças no estado bruto de vazamento e em peças tratadas termicamente. Mais objetivamente fazer um tratamento estatístico em amostras significativas de todas as propriedades obtidas nos vários estados metalúrgicos com cálculos de médias e desvios, como é normal na caracterização de materiais.

Referências


- [1] Alumina Technology Roadmap, AMIRA International Limited, November 2001.
- [2] <http://www.p-wholesale.com>
- [3] http://www.alueurope.eu/development_aluminum_product
- [4] <http://www.depimex.com>
- [5] *Fundamentos e aplicações do alumínio*, ABAL.
- [6] Gomes, M., Filho, E. B., “*Propriedades e uso de Metais não Ferrosos.*”, São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 1989.
- [7] <http://www.hydro.com>
- [8] Metals Handbook. [S.I.]: Pocket Edition
- [9] <http://www.cimm.com.br>
- [10] Foseco Non-Ferrous Foundryman’s Handbook (11th Edition), John R. Brown.
- [11] <http://www.aluminum.org>
- [12] <http://www.angers.eusam.fr>
- [13] <http://www.abal.org.br>
- [14] Rossi V. L., *Influência da composição química e dos parâmetros de processo sobre a resistência à corrosão em peças fundidas usando as ligas de alumínio 356 e A356*, dissertação de mestrado em ciência e engenharia de materiais, Universidade do Estado de Santa Catarina, 2004.
- [15] Ferreira N., Gonçalves A., *Escolha do material para chassis Automóvel*, Instituto Superior Técnico, mestrado em engenharia de concepção, Janeiro de 2005.
- [16] <http://pt.wikipedia.org>
- [17] *Metals Handbook*, Desk edition, American Society for metal, 1985.
- [18] <http://www.ebah.com.br>
- [19] Oliveira N. R., *Transformações microestruturais nas ligas de alumínio arrefecidas desde o domínio semi-sólido*, Tese de Mestrado da Universidade de Aveiro, 2008.
- [20] Martins M. M. M., *Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082*, Tese de Mestrado da Universidade de Aveiro, 2008.
- [21] B. P. Maite, *Estudo de la conformación de componentes Aluminio-Silício en Estado Semisólido*, Memoria de Teses apresentada para optar al grado de Doctor en ciencias – Especialidade Química, Universitat Politècnica de Catalunya, Júlio 2005.
- [22] <http://dspace.ist.utl.pt/bitstream/754363/1/Ligas%20não%20ferrosas.pdf>
- [23] *Aluminum alloy castings: properties, process, and applications*, ASM International, 2004.
- [24] <http://fain.uncoma.edu.ar/proftec/mechanic/materials/DiagramasEquilibrio.pdf>
- [25] *Alumínio e ligas de alumínio. Produtos vazados NP EN. 1706*, Norma Portuguesa, 2004.
- [26] <http://www.matweb.com>
- [27] Emma Sjölandr*, Salem Seifeddine, *The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg*.
- [28] <http://www.afsinc.org>

- [29] Misha, R. K., Smith, G.W., Baxter, W. J., Sachdev, A. K., Franetovic, V., 2001, *The sequence of precipitation in 339 aluminum castings*. J. Mater. Sci. 36, 461-468.
- [30] *Pre-ageing of AlSiCuMg alloy in relation to structure and Mechanical properties*: W. Reif, Si Yu, J. Dutkiewicz, R. Ciach, J. Król.
- [31] Guiping Wang, Qingz Hou Sun, Liming Fing, Luo Hui, Cainin Jing. *Influence of Cu content on ageing behavior of AlSiMgCu cast alloys*.
- [32] *Artificial ageing of Al-Si-Cu-Mg castings alloys*, E. Sjölander*, S. Seifeddine.
- [33] *Influence of ageing treatments and alloying additives on the hardness of Al-11Si-2,5Cu-Mg alloys*. Z. Ma, E. Samuel, A. M. A. Mohamed, A. M. Samuel, F. H. Samuel, H. W. Doty.
- [34] *Metallurgical parameters controlling the microstructure and hardness of Al-Si-Cu-Mg base alloys*, M. F. Ibrahim, E. Samuel, A. M. Samuel, A. M. A. Al-Ahmari, F. H. Samuel.
- [35] L. Wang, V. N. Guyen, G. Savage, R. Chatfield, and D. Matthews: Proc. 12th Die Castings Conf. Australian Die Castings Association, Melbourne, 2004, p. 206.
- [36] I. J. Palmer: *Light alloys: from traditional Alloys to Nano Crystals 4th ed.*, Butterworth Heinemann, Oxford, United Kingdom, 2006, p. 206.
- [37] R. N. Lumley, R. G. O'Donnell, D. R. Gundegaran, and M. GIVORD, *Heat treatment of High-Pressure Die Castings*, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2007.
- [38] N. Onishi, T. Takaai, Y. Nakayama, and M. Ohmori: J. Jpn. Inst. Light Met. 1995, pp 447-52.
- [39] B. A. Parker, D. S. Saunders, and J. R. Oriffiths; Met. Forum, 1982, vol. 5(1), pp 48-53.
- [40] P. A. Rometsch, L. Amberg, and D. L. Zhang. Inst. J. Cast. Met. Res., 1999, vol.12, pp 1-8.
- [41] S. N. Singh, B. P. Bardes, and M. C. Flemings: Metall. Trans., 1970, vol. 1, pp. 1383-88.
- [42] R. N. Lumley and G. B. Schaffr: Scripta Mater., 1996, vol. 35(5), pp. 589-95.
- [43] R. N. Lumley, R. G. O'Donnell, D. R. Gunasegaram, and M. GIVORD: International Patent Application wo 2006/066314, 2005.
- [44] R. N. Lumley, R. G. O'Donnell, D. R. Gunasegaram, and M. GIVORD: Metall. Mater. Trans. A, 2007, vol 38A. Pp. 2564-74.
- [45] *Rapid Heat treatment of Aluminum High-Pressure Die Castings*, R. N. Lumley, I. J. Palmer, and P. R. Curtis, 2009.
- [46] Technical data sheets for heat treated aluminum high pressure die castings, CSIRO Light Metals Flagships, 2008.
- [47] A. Street, the Die Castings Books, Port Cullis Press Ltd, 1997.
- [48] A. Kaye, A. Street, Die Casting Metallurgy, Butterworths, Coudon, 1982, pp. 231-235.
- [49] J. N. Pennington, Re-engineered castings combines, metal flow, vacuum technologies, Modern Metals (july 1996), 48B-48G.
- [50] J. R. Brevick, P. S. Cheng, *Evaluating the quality of Vacuum Die Castings*, Transactions of North American Die Castings Association, 1995, pp. 144-148.
- [51] User Manual. supervac Medio-P, Foudarex S. A., 1996.
- [52] X. P. Niu (Ehair), B. H. Hu, I. Pinwill, H. Li, *Vacuum assisted high pressure die casting of aluminum alloys*.
- [53] X. P. Niu, K. K. Toug, B. H. Hu, I. Pinwill, *Cavity pressure sensor study of the freezing behavior in Al high pressure die Casting*, Int. J. Cast Met. Res. 11(1998) 105-112.
- [54] <http://www.ube-ind.co.jp/english>
- [55] H. H. Doehler, Die Casting, McGraw-Hill, 1951.
- [56] <http://www.diecasting.org>
- [57] John L. Jorstad, *High Integrity Die Casting Process variations*, International conference on Structural Aluminum Castings. Novembro 2003.
- [58] A. Kaye and A. Street, *Die Castings Metallurgy*, Monograph in Materials, Butterworths, 1982.
- [59] <http://www.schulergroup.com>

- [60] http://pt.wikipedia.org/wiki/Dureza_Brinell

ANEXO A: Características técnicas das ligas 380 e 360, com diferentes tratamentos térmicos e no estado bruto de vazamento.

National Research
FLAGSHIPS
Light Metals

CSIRO

Technical data sheet

HPDC alloy A380 and B380 in the as-cast (F) condition

Composition wt% (US specification A380)

	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn	Other total
Balance	7.5 - 9.5	Max 1.3	3.0-4.0	Max 0.5	Max 0.1	Max 0.5	Max 3	Max 0.35	Max 0.5	

Note B380 alloy has 12% Zn max

Applications: Diverse applications across a range of Industrial and consumer products.
The automotive sector dominates usage of HPDC alloy A380.

Hardness

Vickers Hardness Number (VHN)

90-110

Brinell 500kg-10mm (estimated from VHN)

80-98

Tensile properties^A

Yield stress, 0.2% offset:

160-180 MPa

Tensile strength:

320-370 MPa

Elongation:

3-4% typical

Elastic modulus:

71 GPa

Strength at elevated temperature:

0.2% proof stress at 150°C

180 MPa^F

0.2% proof stress at 200°C

167 MPa^F

Thermal properties

Thermal conductivity at 23°C:

111 W/m.K

50°C

116 W/m.K

100°C

123 W/m.K

150°C

136 W/m.K

Fatigue properties^B

Fatigue limit^{B,C} R=0.1,

205 MPa

Fracture properties^D

Tear strength

218 MPa

Notch sensitivity index (TYR)^E

1.15

Unit total energy

17.6 KJ/m²

Unit propagation energy

6.46 KJ/m²

Fracture toughness K_{IC}^D,

31.3 MPa√m

Other

Heat treatment: none

A. Results from cast test bars

B. Cast axial fatigue test bars in tension-tension

C. Estimated from run-out data at 10⁷ cycles.

D. Derived from ASTM B871 using specimens machined from cast plate coupons. Fracture toughness estimated from unit propagation energy.

E. Notch sensitivity index is the ratio of tear strength:yield stress (TYR) for the same material. A greater result implies lower sensitivity. Alloys displaying high sensitivity (TYR <1) should have transition radii > wall thickness.

F. Test alloy had a 0.2% proof stress at 25°C of 172 MPa.

Technical data sheet

HPDC alloy A380 and B380 in the T4 temper

Composition wt% (US specification A380)

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn	Other total
Balance	7.5 - 9.5	Max 1.3	3.0-4.0	Max 0.5	Max 0.1	Max 0.5	Max 3	Max 0.35	Max 0.5

Note B380 alloy has 1Zn max

Potential applications: Where increased ductility, fracture resistance and tensile properties are required above the as-cast condition. Applications below 60°C. Above 60°C, additional strengthening results.

Hardness

Vickers Hardness Number (VHN)

120-130

Brinell 500kg-10mm (estimated from VHN)

106-114

Tensile properties^A

Yield stress, 0.2% offset:

200-240 MPa

Tensile strength:

380-410 MPa

Elongation:

6% typical

Elastic modulus:

71 GPa

Thermal properties

Thermal conductivity at 23°C:

120 W/m.K

Fatigue properties^B

Fatigue limit^{C,D} R=0.1,

240 MPa

Fracture properties^D

Tear strength

311 MPa

Notch sensitivity index (TYR)^E

1.34

Unit total energy

32.5 KJ/m²

Unit propagation energy

12.4 KJ/m²

Fracture toughness K_{IC}^D,

41 MPa√m

Corrosion resistance

Better than A380-F

Other

Heat treatment: See accompanying information sheet, "Introduction to Heat Treatment of High Pressure Diecastings"

- A. Results from cast test bars
- B. Cast axial fatigue test bars in tension-tension
- C. Estimated from run-out data at 10⁷ cycles.
- D. Derived from ASTM B871 using specimens machined from cast plate coupons. Fracture toughness estimated from unit propagation energy.
- E. Notch sensitivity index is the ratio of tear strength:yield stress (TYR) for the same material. A greater result implies lower sensitivity. Alloys displaying high sensitivity (TYR <1) should have transition radii > wall thickness.

Technical data sheet

HPDC alloy A380 and B380-in the T6 temper

Composition wt% (US specification A380)

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn	Other total
Balance	7.5 - 9.5	Max 1.3	3.0-4.0	Max 0.5	Max 0.1	Max 0.5	Max 3	Max 0.35	Max 0.5

Note B380 has 12% Zn max

Potential applications: Where high strength above the as-cast condition is required. Similar applications to heat treated permanent mold, sand cast aluminium.

Hardness

Vickers Hardness Number (VHN)	145-160
Brinell 500kg-10mm (estimated from VHN)	127-138

Tensile properties^A

Yield stress, 0.2% offset	340-380 MPa
Tensile strength	430-460 MPa
Elongation	3% typical
Elastic modulus	71 GPa

Strength at elevated temperature:

0.2% proof stress at 150°C	340 MPa ^F
0.2% proof stress at 200°C	320 MPa ^F

Thermal properties

Thermal conductivity at 23°C:	129 W/m.K
50°C	133 W/m.K
100°C	141 W/m.K
150°C	146 W/m.K

Fatigue properties^B

Fatigue limit ^{A,C} R=0.1,	260 MPa
-------------------------------------	---------

Fracture properties^D

Tear strength	233 MPa
Notch sensitivity Index (TYR) ^F	0.67
Unit total energy	11.9 KJ/m ²
Unit propagation energy	2 KJ/m ²

Fracture toughness K _{IC} ^D ,	21 MPa√m
---	----------

Corrosion resistance

Similar to A380-F

Other:

Heat treatment: See accompanying information sheet, "Introduction to Heat Treatment of High Pressure Diecastings"

- A. Results from cast test bars
- B. Cast axial fatigue test bars in tension-tension
- C. Estimated from run-out data at 10⁷ cycles.
- D. Derived from ASTM B871 using specimens machined from cast plate coupons. Fracture toughness estimated from unit propagation energy.
- E. Notch sensitivity index is the ratio of tear strength:yield stress (TYR) for the same material. A greater result implies lower sensitivity. Alloys displaying high sensitivity (TYR <1) should have transition radii > wall thickness.
- F. Test alloy had a 0.2% proof stress at 25°C of 340 MPa.

Technical data sheet

HPDC alloy A380 and B380 in the T7 temper

Composition wt% (US specification A380)

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn	Other total
Balance	7.5 - 9.5	Max 1.3	3.0-4.0	Max 0.5	Max 0.1	Max 0.5	Max 3	Max 0.35	Max 0.5

Note B380 has 12% Zn max

Potential applications: Where high strength above the as-cast condition is required. Similar applications to heat treated permanent mold, sand cast aluminium. Good high temperature strength, stability and thermal conductivity up to 200°C.

Hardness

Vickers Hardness Number (VHN)
Brinell 500kg-10mm (estimated from VHN)

120-130
106-114

Tensile properties^A

Yield stress, 0.2% offset:
Tensile strength:
Elongation:
Elastic modulus:

250-300 MPa^B
360-400 MPa
3.5% typical
71 GPa

Strength at elevated temperature:

0.2% proof stress at 150°C
0.2% proof stress at 200°C

257 MPa^F
248 MPa^F

Thermal properties

Thermal conductivity at 23°C:
50°C
100°C
150°C
200°C

136 W/m.K
141 W/m.K
149 W/m.K
152 W/m.K
155 W/m.K

Corrosion resistance

Similar to A380-F

Other

Heat treatment: See accompanying information sheet, "Introduction to Heat Treatment of High Pressure Diecastings"

Properties found to be stable at temperatures of 150°C for at least 2500h.

- A. Results from cast test bars
- B. Cast axial fatigue test bars in tension-tension
- C. Estimated from run-out data at 10⁷ cycles.
- D. Derived from ASTM B871 using specimens machined from cast plate coupons. Fracture toughness estimated from unit propagation energy.
- E. Notch sensitivity index is the ratio of tear strength:yield stress (TYR) for the same material. A greater result implies lower sensitivity. Alloys displaying high sensitivity (TYR <1) should have transition radii > wall thickness.
- F. Test alloy had a 0.2% proof stress at 25°C of 252 MPa.
- G. Lower limits shown for over ageing temperature of 200°C, high limits shown for overageing temperature of 180°C.

Technical data sheet

HPDC alloy A380 and B380 in the T64 temper

Composition wt% (US specification A380)

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn	Other total
Balance	7.5 - 9.5	Max 1.5	3.0-4.0	Max 0.5	Max 0.1	Max 0.5	Max 3	Max 0.35	Max 0.5

Note B380 has 1Zn max

Potential applications: Where strength and fracture toughness levels above the as-cast condition are required. Similar applications to heat treated permanent mold, sand cast aluminium. Good strength and better fracture resistance than A380-T6, B380-T6, C380-T6 and D380-T6. Better strength and similar fracture resistance to A380-T4 and B380-T4.

Hardness

Vickers Hardness Number (VHN)	125-135
Brinell 500kg-10mm (estimated from VHN)	110-118

Tensile properties^A

Yield stress, 0.2% offset	270-290 MPa
Tensile strength	340-370 MPa
Elongation	2% typical
Elastic modulus	71 GPa

Fracture properties^D

Tear strength	300 MPa
Notch sensitivity Index (TYR) ^E	1.06
Unit total energy	27.7 KJ/m ²
Unit propagation energy	9.7 KJ/m ²

Fracture toughness K_{IC} ^D	37.1 MPa√m
--	------------

Other:

Heat treatment: Alloys are aged 6h at 150°C to produce an underaged condition. See accompanying information sheet, "Introduction to Heat Treatment of High Pressure Diecastings"

- A. Results from specimens machined from cast plate coupons
- B. Cast axial fatigue test bars in tension-tension
- C. Estimated from run-out data at 10^7 cycles.
- D. Derived from ASTM B671 using specimens machined from cast plate coupons. Fracture toughness estimated from unit propagation energy.
- E. Notch sensitivity index is the ratio of tear strength:yield stress (TYR) for the same material. A greater result implies lower sensitivity. Alloys displaying high sensitivity (TYR <1) should have transition radii > wall thickness.



Technical data sheet

HPDC alloy A360 in the T4 temper

Composition wt% (US specification A360)

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn	Other total
Balance	9.0-10.0	Max 1.5	Max 0.8	Max 0.35	0.4 - 0.8	Max 0.5	Max 0.5	Max 0.15	Max 0.25

Potential applications: Where high ductility, high energy absorption and maximum fracture resistance above the as-cast condition is required, but for similar levels of yield strength and tensile strength. A360-T4 has exceptional energy absorption and fracture resistance, better than that of the as-cast condition. A360 incorporates Australian Designation HPDC alloy CA605.

Tensile properties^A

Yield stress, 0.2% offset:	160-185 MPa
Tensile strength:	300-350 MPa
Elongation:	6-9% typical
Elastic modulus:	71 GPa

Fracture properties^B

Tear strength	277 MPa
Notch sensitivity index (TYR) ^F	1.54
Unit total energy	55 KJ/m ²
Unit propagation energy	29.2 KJ/m ²

Fracture toughness K_{IC} ^D	61.6 MPa√m
--	------------

Other

Heat treatment: See accompanying information sheet, "Introduction to Heat Treatment of High Pressure Diecastings"

See also data sheet for the related CIS alloy, AK9-T4.

- A. Results from cast test bars
- B. Cast axial fatigue test bars in tension-tension
- C. Estimated from run-out data at 10⁷ cycles.
- D. Derived from ASTM B871 using specimens machined from cast plate coupons. Fracture toughness estimated from unit propagation energy.
- E. Notch sensitivity index is the ratio of tear strength:yield stress (TYR) for the same material. A greater result implies lower sensitivity. Alloys displaying high sensitivity (TYR <1) should have transition radii > wall thickness.

Technical data sheet

HPDC alloy A360 in the T6 temper

Composition wt% (US specification A360)

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn	Other total
Balance	9.0-10.0	Max 1.3	Max 0.5	Max 0.35	0.4 - 0.8	Max 0.5	Max 0.5	Max 0.15	Max 0.25

Potential applications: Where high strength above the as-cast condition is required in applications where A380-T6 or C380-T6 are not suitable. A360-T6 has better fracture resistance than A380-T6 or C380-T6 but generally lower tensile properties.

Similar applications to heat treated permanent mold, sand cast aluminium. A360 incorporates Australian Designation HPDC alloy CA605.

Hardness

Vickers Hardness Number (VHN)	130-133
Brinell 500kg-10mm (estimated from VHN)	114-118

Tensile properties^A

Yield stress, 0.2% offset:	285-330 MPa
Tensile strength:	330-365 MPa
Elongation:	3.5% typical
Elastic modulus:	71 GPa

Fracture properties^B

Tear strength	262 MPa
Notch sensitivity index (TYR) ^E	0.9
Unit total energy	19.8 KJ/m ²
Unit propagation energy	6.7 KJ/m ²
Fracture toughness K_{IC} ^D	31.7 MPa√m

Other

Heat treatment: See accompanying information sheet, "Introduction to Heat Treatment of High Pressure Diecastings"

See also data sheet for the related C1S alloy, AK9.

- A. Results from cast test bars
- B. Cast axial fatigue test bars in tension-tension
- C. Estimated from run-out data at 10^7 cycles.
- D. Derived from ASTM B871 using specimens machined from cast plate coupons. Fracture toughness estimated from unit propagation energy.
- E. Notch sensitivity index is the ratio of tear strength:yield stress (TYR) for the same material. A greater result implies lower sensitivity. Alloys displaying high sensitivity (TYR <1) should have transition radii > wall thickness.

Technical data sheet

HPDC alloy A360 in the T64 temper

Composition wt% (US specification A360)

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn	Other total
Balance	0.0-10.0	Max 1.3	Max 0.6	Max 0.35	0.4 - 0.8	Max 0.5	Max 0.5	Max 0.15	Max 0.25

Potential applications: Where high strength above the as-cast condition is required in applications where A380-T6 or C380-T6 are not suitable. A360-T64 has better fracture resistance than A360-T6, A380-T6 or C380-T6 and similar fracture resistance to A360-T64.

Similar applications to heat treated permanent mold, sand cast aluminium. A360 incorporates Australian Designation HPDC alloy CA605.

Hardness

Vickers Hardness Number (VHN)	123-127
Brinell 500kg-10mm (estimated from VHN)	109-112

Tensile properties^A

Yield stress, 0.2% offset:	269 MPa
Tensile strength:	330 MPa
Elongation:	2% typical
Elastic modulus:	71 GPa

Fracture properties^D

Tear strength	293 MPa
Notch sensitivity index (TYR) ^E	1.09
Unit total energy	26.9 KJ/m ²
Unit propagation energy	10.5 KJ/m ²
Fracture toughness K _{IC} ^D	38.5 MPa√m

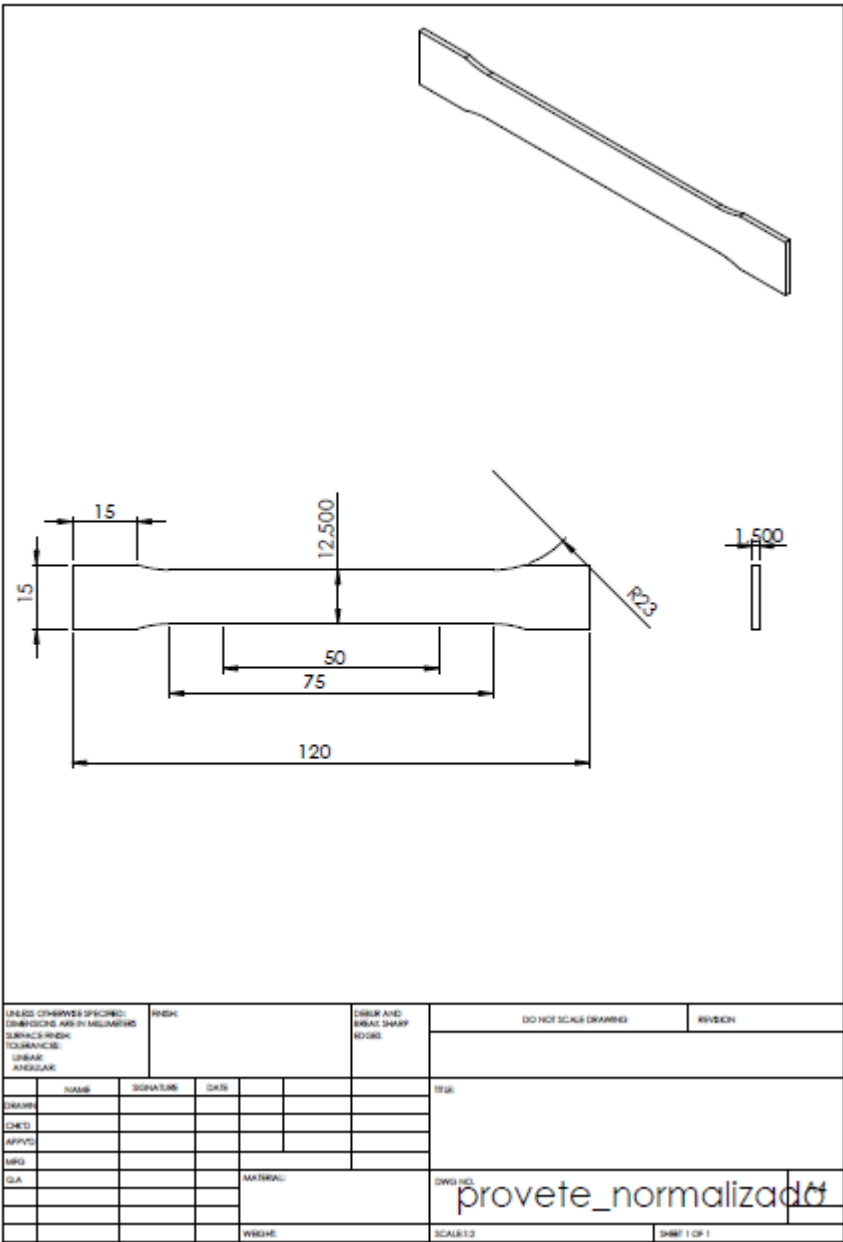
Other

Heat treatment: See accompanying information sheet, "Introduction to Heat Treatment of High Pressure Diecastings". Alloy is aged 2.5h at 150°C to achieve this temper.

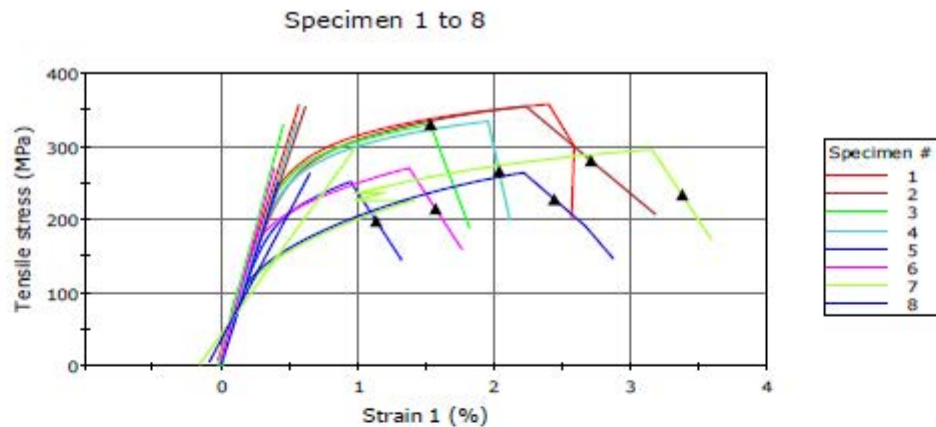
See also data sheet for the related CIS alloy, AK9.

- Results from cast test bars
- Cast axial fatigue test bars in tension-tension
- Estimated from run-out data at 10⁷ cycles.
- Derived from ASTM B871 using specimens machined from cast plate coupons. Fracture toughness estimated from unit propagation energy.
- Notch sensitivity index is the ratio of tear strength/yield stress (TYR) for the same material. A greater result implies lower sensitivity. Alloys displaying high sensitivity (TYR <1) should have transition radii > wall thickness.

ANEXO B: Desenho efetuado para a obtenção dos provetes para ensaios de tração das peças de fundição injetada sob vácuo



ANEXO C: Características e curvas obtidas pelos ensaios de tração de cada provete



	Specimen label	Maximum Load (N)	Maximum Tensile stress (MPa)
1	1	7572.06559	356.33249
2	8	7510.86205	353.45233
3	15	6996.70851	329.25687
4	16	7087.33052	333.52142
5	19_01	5342.19101	251.39722
6	19_02	5735.24773	269.89401
7	20	6270.37391	295.07642
8	24	5593.22923	263.21078
Mean		6513.50107	306.51769
Standard Deviation		891.36445	41.94656

	Maximum Strain 1 (mm/mm)	Modulus (Automatic) (MPa)	Modulus (Young's Tensile stress 50 MPa - 200 MPa) (MPa)
1	0.02586	58417.50567	-----
2	0.03183	54841.19569	63348.25312
3	0.01820	68517.05252	150081.64754
4	0.02115	58058.17025	63101.89925
5	0.01322	59175.51430	60515.65588
6	0.01764	66568.11283	73117.36219
7	0.03593	25772.02514	64390.16724
8	0.02872	34670.97136	79428.11910
Mean	0.02407	53252.56847	79140.44347
Standard Deviation	0.00782	15109.78688	31989.83234

	Tensile stress at Yield (Slope Threshold 0.2 %) (MPa)	Width (mm)	Thickness (mm)
1	-----	12.50000	1.70000
2	280.15201	12.50000	1.70000
3	329.24084	12.50000	1.70000
4	266.10159	12.50000	1.70000
5	198.08490	12.50000	1.70000
6	214.74648	12.50000	1.70000
7	233.66684	12.50000	1.70000

	Tensile stress at Yield (Slope Threshold 0.2 %) (MPa)	Width (mm)	Thickness (mm)
8	227.42124	12.50000	1.70000
Mean	249.91627	12.50000	1.70000
Standard Deviation	45.02227	0.00000	0.00000